

Untersuchung zur Flüssigmetallversprödung beim Widerstandspunktschweißen von hochmanganhaltigen Stählen

Dissertation
zur Erlangung des Doktorgrades
der Ingenieurwissenschaften

vorgelegt von
Dipl.-Ing. Jan Barthelmie
aus Goslar

genehmigt von der
Fakultät für Mathematik/Informatik und Maschinenbau
der Technischen Universität Clausthal

Tag der mündlichen Prüfung
30. Juni 2017

Dekan

Prof. Dr.-Ing. Volker Wesling

Vorsitzender der Promotionskommission

Prof. Dr.-Ing. Alfons Esderts

Betreuer

Prof. Dr.-Ing. Volker Wesling

Gutachter

Prof. Dr.-Ing. habil. Lothar Wagner

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Schweißtechnik und Trennende Fertigungsverfahren (ISAF) der Technischen Universität Clausthal.

Mein besonderer Dank gilt dem Lehrstuhlinhaber und Direktor des Institutes für Schweißtechnik und Trennende Fertigungsverfahren Herrn Prof. Dr.-Ing. Volker Wesling für die Überlassung des Themas, der steten Unterstützung, Betreuung und Diskussion sowie der Bereitstellung der zur Anfertigung dieser Arbeit erforderlichen Mittel.

Mein Dank gilt außerdem Prof. Dr.-Ing. habil. Lothar Wagner für die Übernahme des Zweitgutachtens und den damit verbundenen Mühen. Auch Prof. Dr.-Ing. Alfons Esderts sei für die Übernahme des Vorsitzes des Prüfungsausschusses recht herzlich gedankt.

Frau Dr.-Ing. Antonia Schram, meiner Arbeitsgruppenleiterin, akademischer Direktorin, danke ich für die stete Unterstützung, das immerwährende Interesse meiner wissenschaftlichen Arbeit, die großzügige Gewährung von Freiräumen und die zahlreichen wissenschaftlichen Diskussionen während meiner Tätigkeit.

Allen Mitarbeitern aus der mechanischen und elektrischen Werkstatt sowie der Materialprüfung danke ich für die tatkräftige Unterstützung, der es bedurfte, die praktischen Untersuchungen zu dieser Arbeit durchzuführen. Den wissenschaftlichen Hilfskräften, den Diplom- und Studienarbeitern, Master-, Projekt- und Bachelorarbeitern, die durch die Anfertigung der für ihre Ausbildung notwendigen Arbeiten auch stückweise zu dieser Arbeit beigetragen haben, danke ich ebenfalls.

Für ihre weitreichende Unterstützung auf meinem Lebensweg danke ich meinen Eltern und meiner Schwester von Herzen.

Bei meiner Frau Geni bedanke ich mich für ihre liebevolle Unterstützung, Motivation und stete Rücksichtnahme während der Erstellung dieser Arbeit.

Clausthal, im Juli 2017

Jan Barthelmie

Abstract

Aufgrund immer knapper und kostenintensiver werdender Ressourcen und klimapolitischer Ziele zur Reduzierung des CO₂-Ausstoßes ist die Automobilindustrie bestrebt, den Kraftstoffverbrauch trotz steigender Kundenanforderungen an Komfort, Sicherheit, Qualität und Langlebigkeit deutlich zu verringern. Gerade im Bereich der Karosserie wird deshalb werkstofflicher Leichtbau betrieben. Zur Realisierung dieser Anforderungen werden hochfeste Stähle mit guten Umform- und Crasheigenschaften gefordert. Eine Möglichkeit sind hochmanganhaltige Stähle, bei denen aufgrund des TWIP-Effektes (engl. Twinning Induced Plasticity) bei Verformung eine Zwillingsbildung stattfindet und dadurch Festigkeiten um 1000 MPa und Bruchdehnungen von über 60 % erreicht werden.

Beim Fügen dieser TWIP-Stähle im oberflächenveredelten Zustand tritt der Effekt der Flüssigmetallversprödung (engl. Liquid Metal Embrittlement (LME)) auf, bei dem das aufgeschmolzene Zink aus der Oberflächenbeschichtung an lokal besonders stark beanspruchten Stellen die Korngrenzen angreift, zwischen diese gelangt und zu einer Auftrennung und damit zu Rissen führt, die im schlimmsten Fall durch die gesamte Werkstoffdicke laufen.

Vor dem genannten Hintergrund ist das Ziel dieser Arbeit, nach der Charakterisierung der Werkstoffe hinsichtlich ihrer physikalischen und mechanisch-technologischen Kennwerte, Verarbeitungsrichtlinien für das Widerstandspunktschweißen von Mischverbindungen aus oberflächenveredelten hochmanganhaltigen TWIP-Stählen und ferritischen Feinkornbaustählen zu erarbeiten, sowie mit einer numerischen Simulation zu verifizieren. Der besondere Fokus liegt auf der Vermeidung oder zumindest Minimierung der induzierten LME-Risse in Widerstandspunktschweiß- sowie Warmzugversuchen, die weiterhin an zwei hochlegierten CrNi-Stählen als Referenzwerkstoffe durchgeführt wurden.

Durch die Verwendung einer geeigneten Kombination von Elektrodenkappendurchmesser und -kraft sowie einer eingebrachten Diffusionssperrschicht zwischen dem TWIP-Stahl-Grundwerkstoff und der Oberflächenbeschichtung lassen sich die auftretenden LME-Risse auf akzeptable Längen gegenüber der Ausgangssituation verkürzen. Eine komplette Rissunterdrückung lässt sich jedoch nach den aktuellen Forschungsergebnissen nicht erreichen.

Inhaltsverzeichnis

Vorwort.....	I
Abstract.....	III
Inhaltsverzeichnis.....	V
Formelzeichen und Abkürzungen.....	VIII
1 Einleitung	1
2 Aufgabenstellung	2
3 Stand der Technik und Forschung.....	3
3.1 Widerstandspunktschweißen.....	3
3.1.1 Physikalische Grundlagen.....	3
3.1.2 Verfahrensablauf	5
3.1.3 Elektrodenkappen	7
3.1.4 Schweißstrombereich und Versagensarten	9
3.1.5 Metallurgische Vorgänge in Schweißlinse und WEZ.....	12
3.1.6 Schweißfehler	14
3.2 Hochmanganhaltige Stähle.....	19
3.2.1 Verformungsmechanismen.....	19
3.2.2 Wirkung von unterschiedlichen Legierungselementen.....	22
3.2.3 Schweißseignung.....	25
3.2.4 Herstellung und industrielle Entwicklung	28
3.3 Grundlagen der Flüssigmetallversprödung	30
3.3.1 Geschichte	30
3.3.2 Schadensfälle.....	31
3.3.3 Prüfmethoden.....	32
3.3.4 Bruchmodus.....	32
3.3.5 Kontaktvorgang	33
3.3.6 Festes Material.....	34
3.3.7 Temperatur	34

3.3.8	Belastung	34
3.3.9	Einwirkzeit	35
3.3.10	Versprödung des Stahls durch Zink	35
3.3.11	Modelle	36
4	Versuchswerkstoffe	39
5	Versuchsanlagen	41
5.1	Widerstandspunktschweißanlage	41
5.2	Schweißsimulator	42
5.3	Warmzuganlage	43
6	Probengeometrien	44
7	Untersuchungen	46
7.1	Grundlegende Charakterisierung der Grundwerkstoffe	46
7.1.1	Bestimmung der Verformungsmechanismen	48
7.1.2	Bestimmung der Fließkurven	58
7.1.3	Bestimmung der Temperaturleitfähigkeit	60
7.1.4	Bestimmung der spezifischen Wärmekapazität	61
7.1.5	Bestimmung der Dichte	63
7.1.6	Bestimmung des Wärmeausdehnungskoeffizienten	64
7.1.7	Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit	65
7.1.8	Bestimmung des Schmelzintervalls	66
7.1.9	Zugversuche unter erhöhter Temperatur	66
7.2	Widerstandspunktschweißversuche	74
7.2.1	Schweißbereichsermittlung	74
7.2.2	Temperaturfeldmessungen	77
7.2.3	Fügen unverzinkter Mischverbindungen	79
7.2.4	Fügen oberflächenveredelter Mischverbindungen	79
7.2.5	Einfluss der Elektrodenkappengeometrie auf die LME-Rissanfälligkeit	98
7.3	Numerische Simulation	101

7.4	Tragfestigkeitsuntersuchung.....	104
7.4.1	Scherzug unter quasistatischer Last.....	105
7.4.2	Scherzug unter zyklischer Last.....	107
7.5	Schweißprozessunabhängige Untersuchungen.....	109
7.5.1	Schweißsimulationsversuche	109
7.5.2	Warmzugsimulationsversuche.....	115
7.5.3	Rasterelektronenmikroskopische Bruchflächenuntersuchung.....	118
8	Einbringen einer Diffusionssperrschicht	122
8.1	Theoretischer Ansatz.....	122
8.2	Untersuchungen	123
9	Zusammenfassung und Ausblick.....	126
	Literaturverzeichnis.....	i
	Abbildungsverzeichnis.....	xviii
	Tabellenverzeichnis.....	xxviii
	Anhang	xxix
	Lebenslauf.....	lii

Formelzeichen und Abkürzungen

<i>Abkürzung</i>	<i>Bezeichnung</i>
a	Temperaturleitfähigkeit
AC	Wechselstrom
AG	Aktiengesellschaft
c	Federsteifigkeit
C _p	spezifische Wärmekapazität
DDC	Ductility Dip Crack (Riss durch Verformbarkeits- oder Zähigkeitsabfall)
d _p	Schweißpunktdurchmesser
d _{p,min}	Mindestschweißpunktdurchmesser
DP-Stahl	Dual-Phasen Stahl
e	Elektrodeneindringtiefe
E°	Standardpotential
EDX	Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (energiedispersive Röntgenspektroskopie)
F	Elektrodenkraft
FEM	Finite-Elemente-Methode
FeMn(-Stahl)	hochmanganhaltiger Stahl
Gew.-%	Gewichtsprozent
GW	Grundwerkstoff
h	Linsendicke
HF	Hochfrequenz
HSD®	High Strength and Ductility (hohe Festigkeit und Zähigkeit)
IF-Stahl	interstitiellfreier Stahl

I_{\max}	maximale Stromstärke
I_s	Schweißstromstärke
I_{\min}	Mindeststromstärke
kfz	kubisch flächenzentriert
krz	kubisch raumzentriert
L	Risslänge
LME	Liquid Metal Embrittlement (Flüssigmetallversprödung)
m	Masse
MSG	Metall-Schutzgas
n	Verfestigungsexponent
NHZ	Nachhaltezeit
PVD	Physical Vapour Deposition (physikalische Gasphasenabscheidung)
PZ	Pausenzeit
Q	Stromwärme
Q_{Verl}	Verlustwärmemenge
Q_W	wirksame Wärmemenge
Q_{zu}	zugeführte Wärmemenge
R	Widerstand
REM	Rasterelektronenmikroskop
R_{Ges}	elektrischer Gesamtwiderstand beim Punktschweißen
$R_{p0,2}$	0,2-%-Dehngrenze
RT	Raumtemperatur
SEP	Stahl-Eisen-Prüfblatt
SFE	Stapelfehlerenergie

SZ	Schweißzeit
t	Einzelblechdicke
t _{8/5}	Zeitspanne, in der Schweißnaht und WEZ von 800 °C auf 500 °C herunterkühlen
T _{BÜ}	Benetzungsübergangstemperatur
TRIP	Transformation Induced Plasticity (verformungsinduzierte Plastizität)
t _s	Schweißzeit
TWIP	Twinning Induced Plasticity (durch Zwillingsbildung induzierte Plastizität)
VHZ	Vorhaltezeit
WEZ	Wärmeeinflusszone
X-IP™	Extremely Formable and Extremely High Strength Steel with Induced Plasticity (sehr stark formbarer und fester Stahl mit induzierter Plastizität)
α	kubisch raumzentrierte Kristallgitterstruktur (Ferrit)
α	Wärmeausdehnungskoeffizient
γ	kubisch flächenzentrierte Kristallgitterstruktur (Austenit)
Γ-Fe ₃ Zn ₁₀	Gamma-Eisen-Zink-Phase
ε	Dehnung
ε	hexagonaler Martensit
λ	Wärmeleitfähigkeit
ρ	spezifischer elektrischer Widerstand
σ	Spannung
σ _{FF}	Spannung an Grenzfläche fest-flüssig
σ _{KG}	Korngrenzenspannung
φ	Umformgrad
ω	Eigenkreisfrequenz

1 Einleitung

Besonders in der Automobilindustrie steigt durch die schrittweise Verschärfung der nationalen und internationalen Gesetzgebungen in Bezug auf den CO₂-Ausstoß bei gleichzeitig wachsenden Komfort- und Sicherheitsanforderungen das Bedürfnis nach ökonomischen und ökologischen Lösungen. Diesem wird von den Herstellern hauptsächlich durch die Reduzierung des Kraftstoffverbrauchs nachgegangen. Neben der motorseitigen Optimierung kann der Kraftstoffverbrauch besonders durch die Verringerung der bewegten Masse gesenkt werden. Folglich spielt der Leichtbau eine immer größere Rolle. Eine Leichtbaustrategie ist der Werkstoffleichtbau. Um nicht durch leichtere Werkstoffe wie Aluminium oder Titan ersetzt zu werden, versuchen die Stahlhersteller Stähle mit verbesserten Eigenschaften zu erforschen. Daher werden aktuell vermehrt Stähle entwickelt, die bei mechanischer Beanspruchung ihr Verformungsvermögen nicht nur durch Versetzungsgleiten erreichen, sondern bei denen auch noch weitere Verformungsmechanismen einen großen Beitrag zur Duktilität leisten. Eine Neuentwicklung sind hochmanganhaltige, austenitische TWIP-Leichtbaustähle, welche durch einen TRIP- und/oder TWIP-Effekt Bruchdehnungen bis 90 % und Zugfestigkeiten bis 1100 MPa bei einer gleichzeitigen Reduzierung der Dichte im Vergleich zu konventionellen Stählen erreichen. [FRO98a, FRO98b, GRÄ98, GRÄ99]

Durch die Verbesserung der Werkstoffperformance von Stählen wird ihre Verarbeitung immer komplexer und komplizierter. Zum schweißtechnischen Fügen von Stahlblechen in der Automobilindustrie wird überwiegend das Widerstandspunktschweißen angewendet. Beim Schweißen der TWIP-Stähle, die aufgrund der hauptsächlich beteiligten Legierungselemente auch FeMn-Stähle genannt werden, im oberflächenveredelten Zustand ist besonders im Falle von Mischverbindungen in Kombination mit ferritischen Stählen das Phänomen einer durch in den Werkstoff eindringendes Zink hervorgerufenen Versprödung und Rissbildung beobachtet worden. In dieser Dissertation werden die Einflussfaktoren für das Rissauftreten beim Widerstandspunktschweißen von hochmanganhaltigen Stählen grundlegend analysiert. Aufbauend auf diesen Erkenntnissen wird ein Fügekonzept erarbeitet, das die Herstellung rissreduzierter Verbindungen ermöglicht.

2 Aufgabenstellung

Die fgetechnische Verarbeitung mit dem Widerstandspunktschweißen von Mischverbindungen aus oberflächenveredelten hochmanganhaltigen Stählen und ferritischen Feinkornstählen ist nur unzureichend erforscht. Es wird jedoch deutlich, dass besonders die Flüssigmetallversprödung (engl. Liquid Metal Embrittlement (LME)) durch Zink bislang die größte Herausforderung bei der schweißtechnischen Verarbeitung dieser Stähle darstellt. Deshalb ist es Ziel dieser Forschungsarbeit die LME beim Widerstandspunktschweißen der FeMn-Stähle grundlegend zu untersuchen, um die Herstellung rissfreier oder zumindest rissreduzierter Verbindungen zu realisieren.

Zuerst ist eine genaue Charakterisierung der Werkstoffe hinsichtlich ihrer physikalischen und mechanisch-technologischen Kennwerte erforderlich. Neben der Gewinnung von Kenntnissen über die Stahlwerkstoffe muss insbesondere im Hinblick auf die später erfolgende numerische Simulation eine Vielzahl von Kennwerten experimentell ermittelt werden.

Ein Kernpunkt der Forschungsarbeit sind umfangreiche Widerstandspunktschweißversuche, um die Einflüsse verschiedener Parameter wie z. B. Energieeinbringung und Elektrodenkappegeometrie auf die LME zu untersuchen. Die Versuchswerkstoffe werden grundsätzlich mit einem konventionellen ferritischen Stahl verschweißt, da dies auch die Fügeaufgabe beim Einsatz der FeMn-Stähle im Karosseriebau sein wird. Hierfür wurde ein mikrolegierter Feinkornbaustahl im verzinkten Zustand gewählt. Die anschließende Prüfung der Verbindungen erfolgt statisch und zyklisch. Parallel dazu werden die Punktschweiversuche numerisch abgebildet, um das Linsenwachstum, die Temperaturverteilungen und auftretenden Spannungen zu bestimmen.

Der zweite Schwerpunkt liegt auf schweißprozessunabhängigen Untersuchungen in einem Schweißsimulator sowie einer Warmzugsimulationsanlage zur Ermittlung der Existenzbereiche der LME-Risse durch überprüfen der Auswirkungen von verschiedenen Spannungsniveaus und Temperaturen.

Aus der Zusammenführung der gesammelten Erkenntnisse soll es möglich sein, eine Vermeidung oder Reduzierung auf ein akzeptables Maß der durch die LME auftretenden Risse zu erreichen. Sollte dies prozessseitig zu keinem Erfolg führen, sind abschließend mögliche werkstoffseitige Lösungen abzuwägen und zu analysieren.

3 Stand der Technik und Forschung

3.1 Widerstandspunktschweißen

Das Widerstandspunktschweißen gehört zu den Press-Verbindungsschweißverfahren und wird dort den Widerstandspressschweißprozessen zugeordnet, vgl. Abbildung 3.1. Die Wärmeinbringung erfolgt konduktiv.

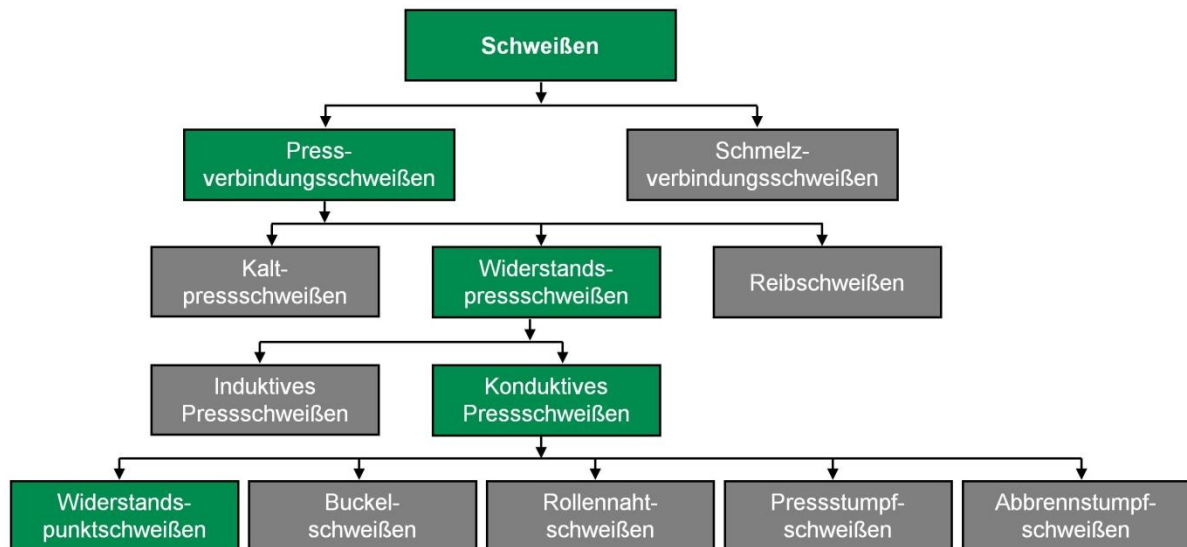


Abbildung 3.1: Einteilung der Pressschweißverfahren nach [DIL05]

Bei der Herstellung von Fahrzeugkarosserien ist das Widerstandspunktschweißen das am häufigsten verwendete Fügeverfahren. Dabei werden zwei oder mehr Bleche durch Elektroden punktuell zusammengedrückt und durch Widerstandserwärmung mit Hilfe des elektrischen Stroms aufgeschmolzen. Im Bereich der höchsten Energieeinwirkung bildet sich ein Schweißpunkt in Form einer Schweißlinse, die die Bleche nach Erstarrung stoffschlüssig miteinander verbindet. Das Verfahren ist automatisierbar sowie schnell und kostengünstig durchführbar, da die Schweißzeiten im Bereich von Millisekunden liegen und keine Zusatz- sowie Hilfsstoffe notwendig sind. Das Werkstück wird nur geringfügig thermisch beeinflusst, wodurch der Verzug geringgehalten wird. [SPU86]

Im Folgenden werden die zur Erzeugung des Schweißpunkts notwendigen Schweißparameter sowie die sich in der Schweißlinse und ihrer unmittelbaren Umgebung einstellenden werkstofftechnischen Vorgänge dargestellt.

3.1.1 Physikalische Grundlagen

Durch das Widerstandspunktschweißen können elektrisch leitfähige Werkstoffe durch die Stromwärme eines durch die Fügestelle fließenden Stromes verbunden werden. Der Vorgang beruht auf dem Joule'schen Gesetz der Widerstandserwärmung und wird durch die

Gleichung 3.1 beschrieben. Hier geben Q und Q_{zu} die Stromwärme in Joule, I_s die Schweißstromstärke in Ampere, R_{ges} den elektrischen Gesamtwiderstand in Ohm und t sowie t_s die Schweißzeit in Sekunden an.

$$Q = Q_{zu} \int_{t=t_0}^{t=t_s} I_s^2(t) \cdot R_{ges}(t) dt \quad (3.1)$$

Durch die zweite Potenz hat die Stromstärke die größte Auswirkung auf die Wärmezuführung. Ist die Wärmeeinbringung hoch genug, bildet sich eine Schweißlinse aus. Die Wärmebilanz (Abbildung 3.2) zeigt jedoch, dass dafür nur die wirksame Wärmemenge Q_W genutzt wird. Die Verlustwärmemenge Q_{verl} beinhaltet die Wärme, die durch die Wärmeleitung in die Elektrodenkappen und Fügeteile sowie durch Konvektion abgeleitet wird. [MAT12]

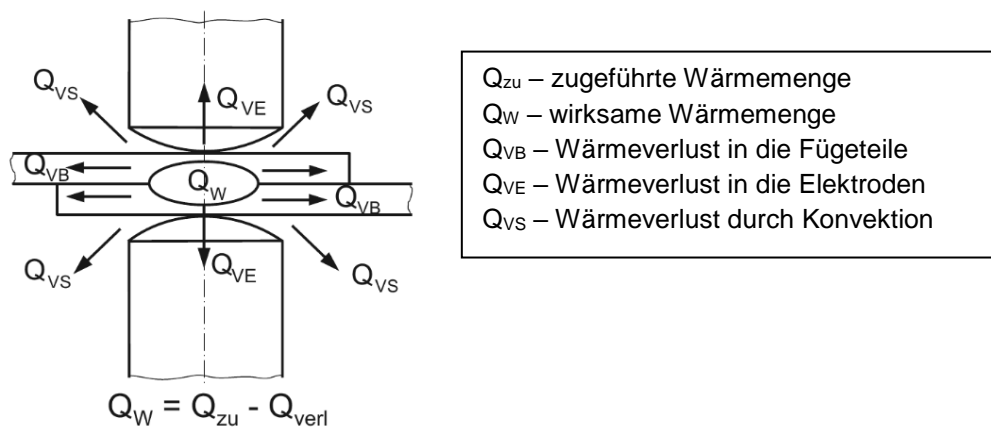


Abbildung 3.2: Wärmebilanz beim Punktschweißen nach [MAT12]

Die Elektroden wirken mit einer definierten Anpresskraft von beiden Seiten auf die zu fügenden Bauteile, bis die Schmelze erstarrt und der Fügevorgang abgeschlossen ist.

Entscheidend für die Wärmeerzeugung und damit die Entstehung der Schweißlinse sind die Widerstände des Systems. Die einzelnen Widerstände sowie deren qualitative Größe zeigt Abbildung 3.3. Der Gesamtwiderstand R_{ges} setzt sich aus den Kontaktwiderständen und den Stoffwiderständen der Elektroden und der Fügeteile zusammen. Die Kontaktwiderstände haben den größten Einfluss auf die Wärmeeinbringung und treten zwischen oberer Elektrode und oberem Blech (R_2), unterer Elektrode und unterem Blech (R_6) sowie zwischen den Blechen (R_4) auf. R_4 ist dabei der größte Widerstand, sodass dort die meiste Wärme eingebracht wird und die Bildung der Schweißlinse erfolgt. Die Kontaktwiderstände ergeben sich durch die Summe aus Engwiderstand und Fremdschichtwiderstand. Der Engwiderstand entsteht durch die Oberflächenrauheit einer Kontaktfläche, wodurch die wirksame Berührungsfläche und der Stromfluss verringert werden, und ist abhängig vom spezifischen Widerstand, den Oberflächenunebenheiten, sowie der Anzahl der wirksamen Kontaktflächen. Der Fremdschichtwiderstand entsteht durch eine Schicht, die durch Oxidations- oder Korrosionsprozesse hervorgerufen wird. [VIN02]

Die Stoffwiderstände der oberen und unteren Elektrode (R_1 , R_7) sowie der Bleche (R_3 , R_5) sind durch die elektrische Leitfähigkeit des jeweiligen Werkstoffes und die Strombahn mit ihrer Länge l und dem Querschnitt A gekennzeichnet. Bei Materialien mit hohen Leitwerten, welche beispielsweise Aluminium und Kupfer aufweisen, ist beim Fügen die Erzeugung der erforderlichen Schweißwärme komplizierter als bei Stählen, deren Leitfähigkeit geringer ist.

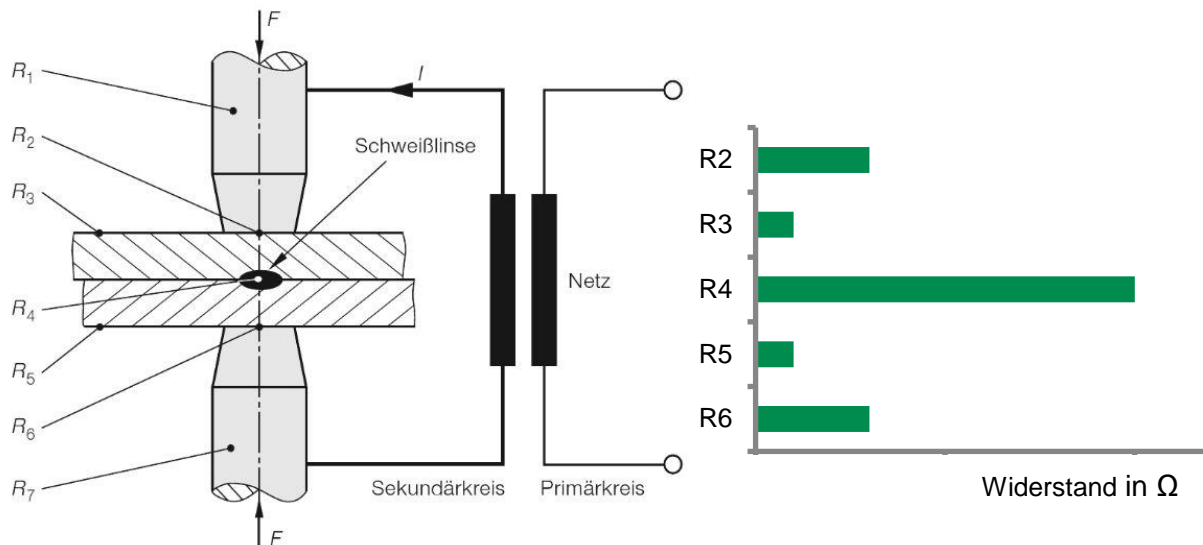


Abbildung 3.3: Widerstände beim Punktschweißen nach [FRI10]

Die Widerstände sind temperaturabhängig, sodass es ab dem Punkt der Schweißlinsebildung zu einer Veränderung der Widerstandsverhältnisse kommt, siehe Abbildung 3.4. Die Leitfähigkeit nimmt mit steigender Temperatur ab, sodass im Umkehrschluss der Stoffwiderstand über die Zeit bis zu einem Maximum zunimmt. Nach Erreichen des Maximalwertes erweicht der Werkstoff und der Widerstand sinkt wieder. Die Berührungsflächen der Elektroden auf den Blechen vergrößern sich durch Setzvorgänge, sodass die Kontaktwiderstände abnehmen. Durch den entgegengesetzten Verlauf von Stoff- und Kontaktwiderständen ergibt sich die charakteristische Kurve des Gesamtwiderstandes, der erst einbricht und dann wieder ansteigt. [SPU86, DIL05]

3.1.2 Verfahrensablauf

Beim Widerstandspunktschweißen werden die zu fügenden Bleche durch die Elektrodenkraft punktuell zusammengedrückt und durch den Stromfluss über den elektrischen Widerstand thermoelektrisch erwärmt, so dass lokal eine stoffschlüssige Schweißverbindung erzeugt wird. Um den geforderten Schweißpunktdurchmesser zu erreichen, sind in Abhängigkeit von der Blechstärke bestimmte Prozessparameter, wie Schweißzeit und -strom sowie Elektrodenkraft und -durchmesser zu ermitteln.

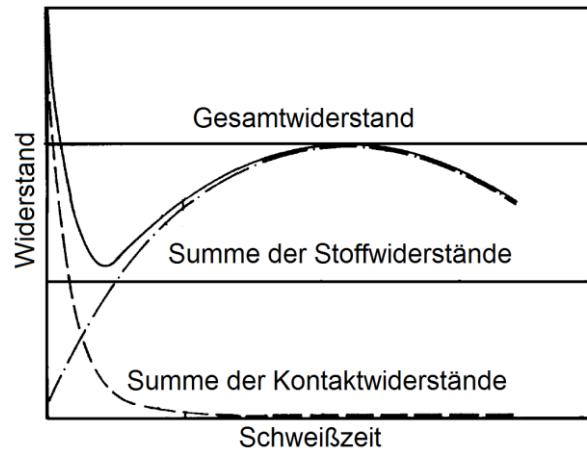


Abbildung 3.4: Verlauf der Widerstände beim Punktschweißen in Abhängigkeit der Schweißzeit nach [DIL05]

Der zeitliche Verlauf einer Punktschweißung ist in Abbildung 3.5 dargestellt. Die Zeitgrößen werden entweder in Millisekunden oder bei Wechselstrompunktschweißanlagen mit Bezug auf die Periodendauer angegeben. Die Vorhaltezeit (VHZ) ist die Zeit, bei der der Aufbau der Elektrodenkraft erfolgt. Sie sollte so gewählt werden, dass die gewünschte Elektrodenkraft nach der VHZ anliegt. In dieser Zeit werden Setzvorgänge der Bleche und Aufsetzstöße der Elektroden ausgeglichen, um möglichst reproduzierbare Kontaktwiderstände sicherzustellen. Die benötigte Vorhaltezeit ist abhängig vom Anlagentypen. So können servomotorische Systeme die gewünschte Kraft schneller zur Verfügung stellen als pneumatische. [DVS10, MAT12]

An die VHZ schließt sich die Schweißzeit (SZ) an, während dieser der Strom eingeschaltet ist und durch das Werkstück fließt. Die SZ ist die Dauer eines Stromimpulses. Mit mehreren Stromimpulsen können der Wärmeeintrag reduziert und die Spritzergrenze angehoben

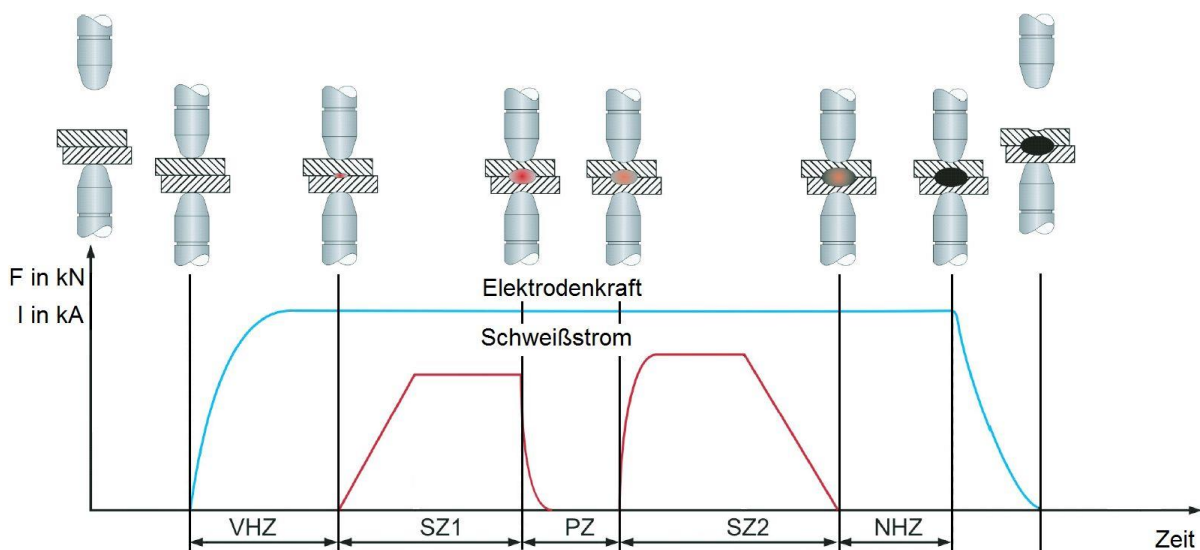


Abbildung 3.5: Zeitlicher Verlauf einer Punktschweißung nach [DVS10]

werden, da so das Werkstück während der Pausenzeit (PZ) zwischen den Impulsen abkühlen kann. Nach dem Schweißvorgang erfolgt die Nachhaltezeit (NHZ), während der die Elektrodenkraft weiterhin auf das Werkstück wirkt und durch die Wasserkühlung die Wärme aus der Schweißverbindung abgeführt wird. Dadurch können eventuell auftretende Erstarrungsrisse weitgehend unterdrückt werden. Anschließend werden die Elektrodenkraft abgebaut, die Elektroden geöffnet und das gefügte Werkstück entnommen. [DVS10, MAT12]

3.1.3 Elektrodenkappen

Die Elektrodenkappen haben sowohl die Aufgabe, die Schweißenergie und Anpresskraft in das Werkstück einzubringen, als auch für eine Wärmeableitung zu sorgen. Aufgrund der hohen elektrischen und thermischen Leitfähigkeit ist reines Kupfer als Kappenwerkstoff theoretisch am besten geeignet. Durch die hohen Drücke müssen die Kappen jedoch eine ausreichende mechanische Festigkeit aufweisen, um Formstabilität und eine gewisse Verschleißbeständigkeit gewährleisten zu können. Aus diesem Grund werden vorwiegend Elektrodenkappen aus Kupferlegierungen, z. B. mit Chrom und Zirkonium oder Kobalt und Beryllium, verwendet. Für Sonderfälle werden auch Kappen aus anderen warmfesten Metallen angeboten. [DVS98]

Elektroden können einen einteiligen oder zweigeteilten Aufbau besitzen. In der Regel wird jedoch eine zweiteilige Elektrode, wie sie in Abbildung 3.6 dargestellt ist, verwendet. Diese besteht aus einem wassergekühlten Schaft, auf den die eigentliche Elektrodenkappe aufgesteckt wird. Der Vorteil dabei ist, dass bei Abnutzung nur die Kappen getauscht werden müssen.

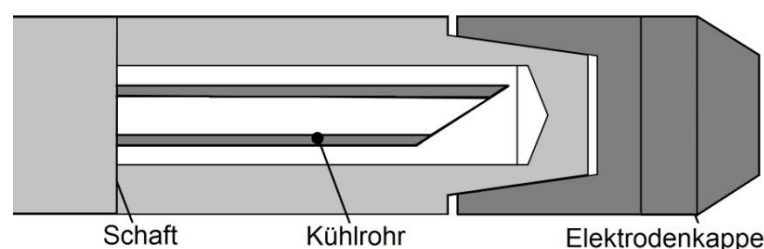


Abbildung 3.6: Schematischer Aufbau einer zweigeteilten Elektrode nach DIN EN 28430-2:1992

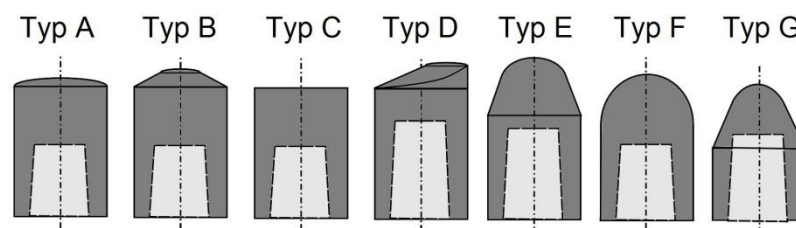


Abbildung 3.7: Elektrodenkappentypen nach DIN EN ISO 5821:2009

Die Norm DIN ISO 5821:2009 gibt sieben Standardkappentypen mit den Außendurchmessern 13, 16 oder 20 mm an, vgl. Abbildung 3.7. Sie werden mit einem Großbuchstaben für ihre Form (A bis G) und einer Zahl für den Kontaktflächendurchmesser gekennzeichnet. [DVS98, MAT12]

Kappen vom Typ A weisen eine leicht gekrümmte Kontaktfläche auf, bei der sowohl Durchmesser als auch Krümmungsradius angegeben werden. Typ B-Kappen werden üblicherweise für Roboterzangen verwendet. Sie laufen konisch auf eine ebene Kontaktfläche zu, womit große Stromdichten realisiert werden können. Kappen des Typs C liegen mit ihrer ebenen Kontaktfläche vollständig plan auf dem zu schweißenden Bauteil auf, so dass große Schweißpunkte entstehen. Sie werden bei Sichtflächen eingesetzt, wo ein Eindringen der Bleche aus ästhetischen Gründen unzulässig ist. Um in diesem Fall eine gute Anbindung zu gewährleisten, müssen der Schweißstrom und die Anpresskraft besonders hoch sein. Typ D-Kappen weisen durch ihre Abschrägung eine geringe Arbeitsfläche auf, wodurch kleine Schweißpunkte entstehen. Schweißungen mit dieser Kappe neigen stark zu Spritzerbildung. Kappen des Typs E besitzen eine kleine ballige Kontaktfläche und erreichen höhere Stromdichten als Typ F-Kappen, die halbkugelförmig abgerundet sind. Typ G-Kappen haben im Vergleich die kleinste gewölbte Kontaktfläche. In der Industrie werden vorwiegend Elektrokappen der Typen B, C und E verwendet. Weiterhin werden viele Sonderformen eingesetzt. [DVS98, MAT12]

Parameter mit geringen Stromdichten verbessern aufgrund niedrigerer Wärmeeinbringung die Standzeit der Kappen. Erhöhte Temperaturen und Elektrodenkräfte führen zu einer Abnutzung der Elektrokappenarbeitsflächen, da diese vergrößert und dabei teilweise verformt werden. Deswegen und aufgrund der Auflegierungsvorgänge aus metallischen Überzügen müssen Elektrokappen regelmäßig getauscht werden, spätestens jedoch beim Wechsel der Schweißparameter. [ZHA12]

Durch den Schweißvorgang kommt es beim Fügen von oberflächenveredelten Blechen durch die Reaktion der Kupferelektroden mit der Zinkbeschichtung zu einer Auflegierung der Kappen und der Bildung von spröden intermetallischen Phasen. Dies bewirkt eine Standzeitverminderung der Elektrokappe und eine negative Beeinflussung des Schweißprozesses. Die elektrische Leitfähigkeit der Elektrodenarbeitsfläche sinkt, so dass die Stromdichte und damit die Temperatur an der Kontaktfläche zum Blech steigen. Dieses Phänomen ist häufig daran zu erkennen, dass nach dem Schweißvorgang das Werkstück an der Elektrode haften bleibt. Außerdem wird durch die niedrigschmelzende, intermetallische Cu-Zn-Verbindung der Effekt der Flüssigmetallversprödung verstärkt. [ZHA12]

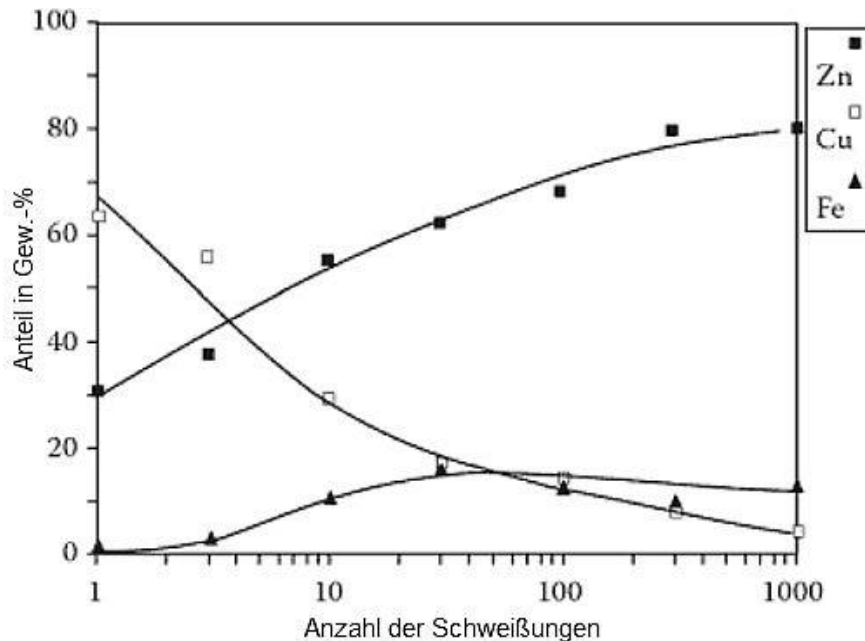


Abbildung 3.8: Elementkonzentration an einer Cu-Cr-Elektrode in Abhängigkeit der Anzahl an Schweißungen [GUG92]

Die Verschleißmechanismen von Elektroden und die chemische Änderung ihrer Arbeitsflächen wurden von Gugel et al. untersucht. Beispielhaft für eine Cu-Cr-Elektrodenkappe ist die Elementkonzentration über der Anzahl der Schweißungen in Abbildung 3.8 aufgetragen. Bereits die erste Schweißung bewirkt einen deutlichen Anteil (über 30 %) von Zink auf der Elektrodenkappenarbeitsfläche. Nach 10 Schweißungen war eine Auflegung mit mehr Zink als Kupfer vorhanden und nach 1000 Schweißungen war die Elektrodenkappe zu ca. 80 Gew.-% mit Zink überzogen. [GUG92, ZHA12]

Obwohl die Arbeitsflächen der Elektroden durch die Zinkschicht verunreinigt sind, sind weitere Schweißvorgänge trotzdem möglich, da durch den mechanischen Abrieb beim Aufsetzen der Elektrode neue Kupferoberflächen freigelegt werden. Ein Austausch bzw. Nachfräsen ist aus diesem Grund vorwiegend zur Stabilisierung des Schweißprozesses notwendig und nicht aus Gründen der Standzeitverlängerung. [ZHA12]

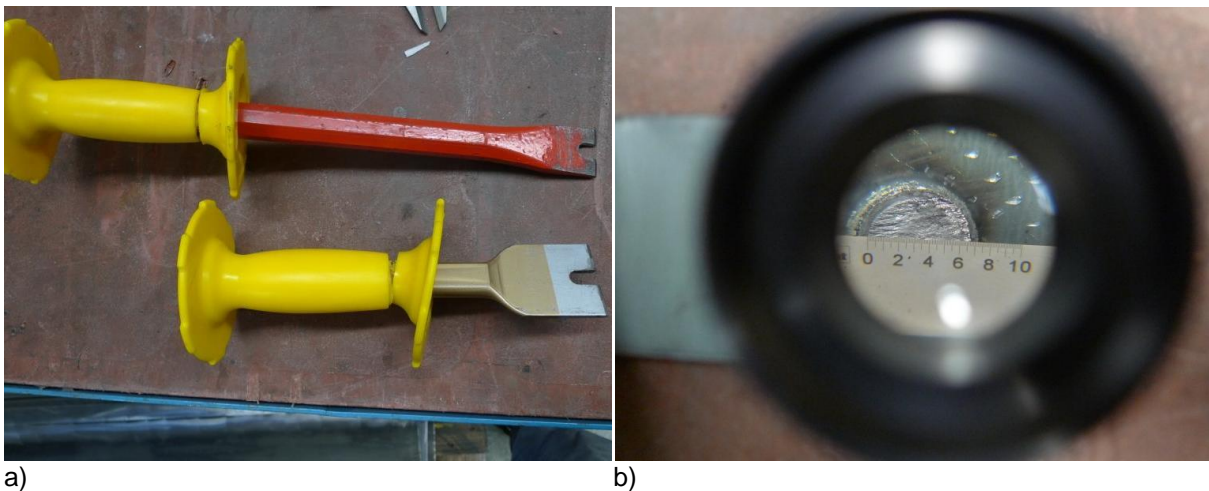
3.1.4 Schweißstrombereich und Versagensarten

Die Qualitätsgrenze für den Widerstandspunkt ist der Schweißstrombereich, der üblicherweise nach den Richtlinien des Stahl-Eisen-Prüfblatts 1220-2 [VDE11] ermittelt wird. Ziel ist es, die maximale und minimale Schweißstromstärke der jeweiligen Blechkombination zu finden. Das Erreichen eines möglichst großen Schweißbereichs geht einher mit einer hohen Prozesssicherheit. Diese ist nötig, um reproduzierbare Schweißpunktqualitäten zu garantieren. Als oberer Grenzwert gilt die Spritzerbildung, die sich durch Austritt von Schmelze aus der Überlappung der beiden Bleche in Form von Funkenflug bemerkbar macht. Der untere

Grenzwert ist erreicht, wenn ein bestimmter Schweißpunktdurchmesser unterschritten wird. Dieser wird über Gleichung 3.2 berechnet, wobei t die Einzelblechdicke ist.

$$d_{p,min} = 4 \cdot \sqrt{t} \quad (3.2)$$

Um den Punktdurchmesser zu ermitteln, müssen die gefügten Bleche per Schäl-, Meißel- oder Keilversuch nach DIN EN ISO 10447 oder auch per Abroll- oder Torsionsversuch mechanisch getrennt werden. Bei der Meißelprüfung wird die geschweißte Verbindung in einen Schraubstock eingespannt, mit einer Hammer-Meißel-Kombination im Bereich der Schmelzlinse getrennt und anschließend nach DIN EN ISO 14329:2003 ausgemessen, vgl. Abbildung 3.9.



a) **Abbildung 3.9: Mittel zur Meißelprüfung und Schweißpunktvermessung: Meißel (a) und Präzisionsmesslupe (b)**

Grundsätzlich lassen sich die auftretenden Versagensarten nach [DIN03] in Ausknöpfbrüche, bei denen die Schweißlinse nicht getrennt wird, sondern es mit Rissbildung durch die WEZ und GW zu einem Butzen kommt, in Scherbrüche, wo das Versagen zwischen den Blechen auftritt, und Mischbrüche aus den beiden Brucharten einteilen. Die Brucharten und die Vermessungsformel zur Bestimmung des Schweißpunktdurchmessers d_p sind in Abbildung 3.10 dargestellt.

Zur Bestimmung der Schweißstrombereiche der zu prüfenden Bleche werden zu Beginn neue Elektrodenkappen genutzt. Diese werden nach 100 Schweißungen oder zum Fügen von anderen Werkstoffkombinationen getauscht.

Pro Stromstärke werden zwei Proben gefügt und der Strom in 200 A-Schritten erhöht. Die Stromstärke, bei der erstmals $d_{p,min}$ erreicht wird, gilt als vorläufiger Wert für die Mindeststromstärke $I_{v,min}$. Es folgen weitere Schweißungen in Erhöhung von jeweils 200 A. Wird die bereits erwähnte obere Grenze erreicht, erfolgt eine Reduzierung des Schweißstroms in 100 A-Stufen, bis bei gleichbleibender Stromstärke drei spritzerfreie Proben geschweißt

wurden. Diese Stufe stellt I_{\max} dar. Zur Bestimmung der unteren Grenze wird der behelfsmäßig angenommene Wert $I_{v,\min}$ angesetzt. Wird in fünf aufeinanderfolgende Schweißungen $d_{p,\min}$ erreicht, ist die untere Grenze ermittelt. In Abbildung 3.11 ist schematisch die Vorgehensweise zur Bestimmung des Schweißstrombereiches nach SEP 1220-2 dargestellt.

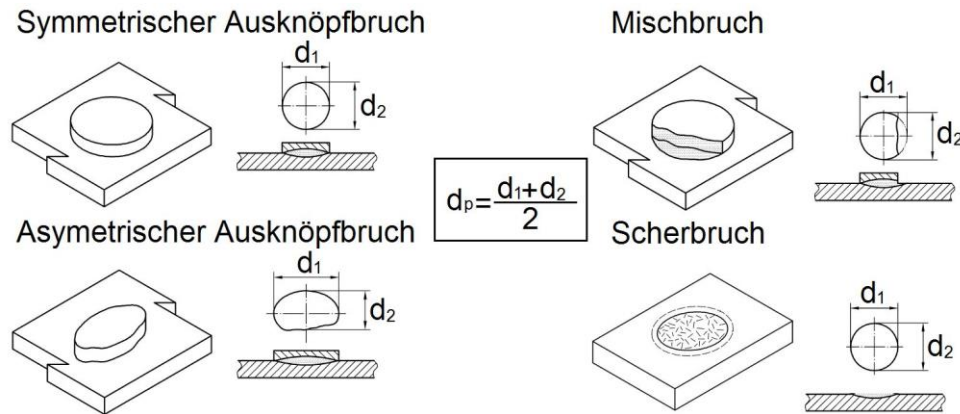


Abbildung 3.10: Brucharten und ihre Vermessung beim Widerstandspunktschweißen nach [DIN03]

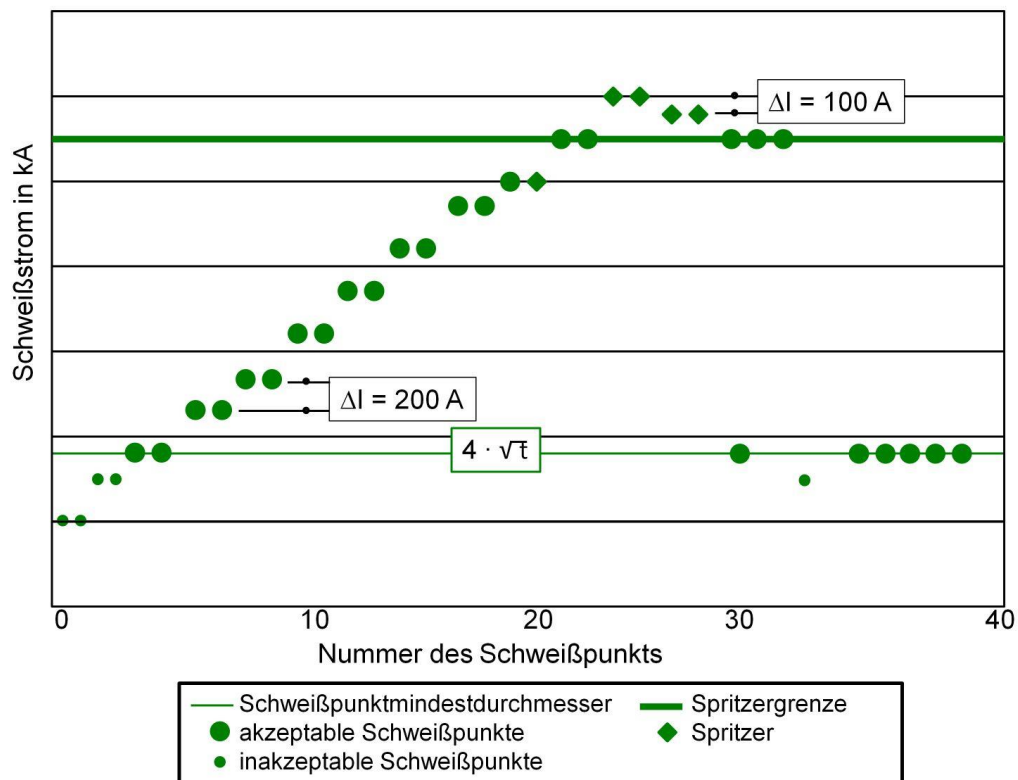


Abbildung 3.11: Bestimmen des Schweißbereiches nach SEP 1220-2

Im Allgemeinen muss der Punktdurchmesser ausreichend groß sein, um später Belastungen tragen zu können. Richtwerte für die Abmessungen des Schweißpunkts und des Elektrodenindrucks sind Abbildung 3.12 zu entnehmen. [SPU86, KEI03]

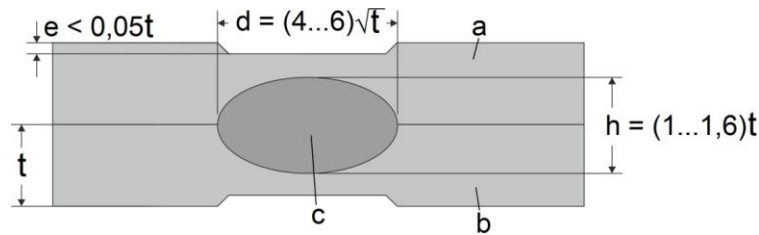


Abbildung 3.12: Richtwerte für die Geometrie der Schweißlinse und die maximale Elektrodeneindringtiefe: Fügepartner a, b, Schweißlinse c, Linsendurchmesser d, Elektrodeneindringtiefe e, Linsendicke h, Einzelblechdicke t nach [SPU86]

3.1.5 Metallurgische Vorgänge in Schweißlinse und WEZ

Beim Widerstandspunktschweißen erfolgen Erwärmungs- und Erstarrungsvorgänge der Werkstoffe innerhalb weniger 100 ms. Durch diese Temperaturgradienten und die hohe Abkühlgeschwindigkeit verändern sich die Mikrostruktur und die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißverbindung. [ZHA12]

Im Folgenden werden die metallurgischen und thermischen Veränderungen in Schweißlinse und WEZ betrachtet.

Erstarrung

Der Erstarrungsvorgang beginnt, wenn die von außen hineingeleitete Wärme kleiner als die von der flüssigen Phase ausgehende Wärme wird und die Schmelzlinse die Liquidustemperatur der Legierung unterschreitet. Die Bildung der festen Phase erfolgt in Form von Keimbildung und anschließendem Kristallwachstum. Dabei hängen Kristallart, -größe, und -orientierung von der Zusammensetzung der Legierung, der Abkühlrichtung und der Abkühlgeschwindigkeit ab. [ZHA12]

Einfluss der Kühlrichtung auf die Kristallisation

Die Kristallorientierung erfolgt anhand der Richtung des Temperaturgradienten. Eine ideale homogene Wärmeabführung erfolgt über die wassergekühlten Elektroden und den Grundwerkstoff am Rand der Schweißlinse. Feste Körner an den partiell angeschmolzenen Randbereichen der WEZ bewirken als Keime das Kristallwachstum. Im Anschluss setzt die Kristallisation ein. Durch die weitere Abkühlung wird die Liquidus-Solidus-Phasengrenze in die Schmelze verschoben, sodass es dort zur Dendritenbildung kommt, s. Abbildung 3.13a. Wenn die Abkühlung vorzugsweise über die Elektroden stattfindet, sind die Dendriten senkrecht zur Fügelinie orientiert, s. Abbildung 3.13b. In der Linsenmitte erstarrt der Werkstoff zuletzt und bildet dort im Idealfall gleichachsige, globulitische Körner. [SCH10, ZHA12]

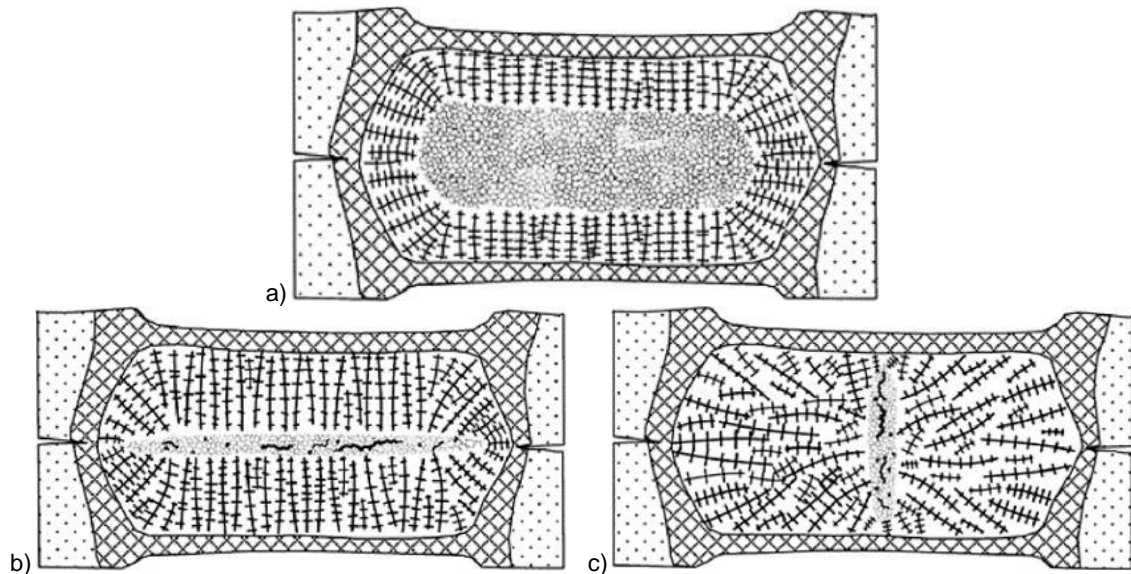


Abbildung 3.13: Schematische Darstellung einer erstarrten Schmelzlinse: ideale gleichmäßige Abkühlung (a), Wärmeabfuhr hauptsächlich über Elektroden (b), Wärmeabfuhr hauptsächlich über Grundwerkstoff (c) [ZHA06]

Wenn die Elektroden nicht parallel zum Blech ausgerichtet, abgenutzt oder zu klein dimensioniert sind, erfolgt der Wärmetransport überwiegend durch den Grundwerkstoff. In diesem Fall erstarrt die Schmelze in einem schmalen vertikalen Saum, vgl. Abbildung 3.13c. [ZHA12]

Kristallisation von Legierungen

Legierungen kristallisieren in Abhängigkeit von ihrer chemischen Zusammensetzung und der Abkühlgeschwindigkeit. Durch die schnelle Abkühlung des Schweißpunktes lösen sich bestimmte Legierungselemente unterschiedlich, wodurch es zu Seigerungen kommt. Es entstehen auf der einen Seite Mikroseigerungen in den ausgeschiedenen Kristallen. Der Konzentrationsunterschied der Legierungselemente zwischen dem Kern und der Korngrenze ist umso stärker ausgeprägt, je geringer die Diffusionsgeschwindigkeit und Erstarrungsdauer sind und je breiter das Erstarrungsintervall ist. Auf der anderen Seite erfolgt durch Seigerungsvorgänge eine fortschreitende Anreicherung der Schmelze mit Legierungselementen, wenn sich die Phasengrenze flüssig/fest in Richtung der Schmelze bewegt. Dabei können sich Eutektika niedrigerer Schmelztemperatur bilden, die sich in der flüssigen Phase um die Linsenmitte sammeln. [ZHA12]

Phasenumwandlung

Durch den hohen Wärmeeintrag in den Werkstoff kommt es in der Schweißlinse und WEZ nach dem Erstarren zu Gefügeumwandlungen, wodurch Eigenspannungen induziert werden. In Abbildung 3.14 sind die Längenänderungen über der Temperatur in Form von Dilatationskurven für umwandlungsfreie ferritische und austenitische Stähle sowie einen umwandlungsfähigen Baustahl eingetragen. Es ist deutlich zu erkennen, dass bei gleicher Temperatur das

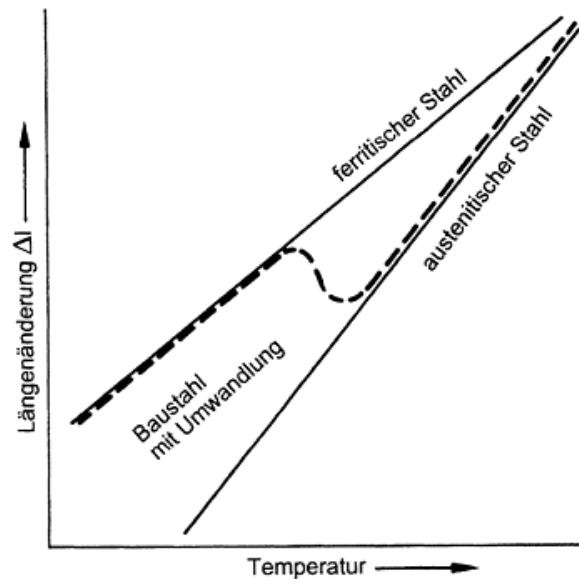


Abbildung 3.14: Längenänderungen von Stählen in Abhängigkeit von Gefügestruktur und Temperatur [DIL95]

Volumen des ferritischen kubisch raumzentrierten (krz) Gefüges größer als das des austenitischen kubisch flächenzentrierten (kfz) ist. Mit sinkender Temperatur nimmt die Volumen- bzw. Längendifferenz der beiden zu, welche besonders beim Fügen von Mischverbindungen zu sehr hohen Schweißzugspannungen führt. [DIL95]

3.1.6 Schweißfehler

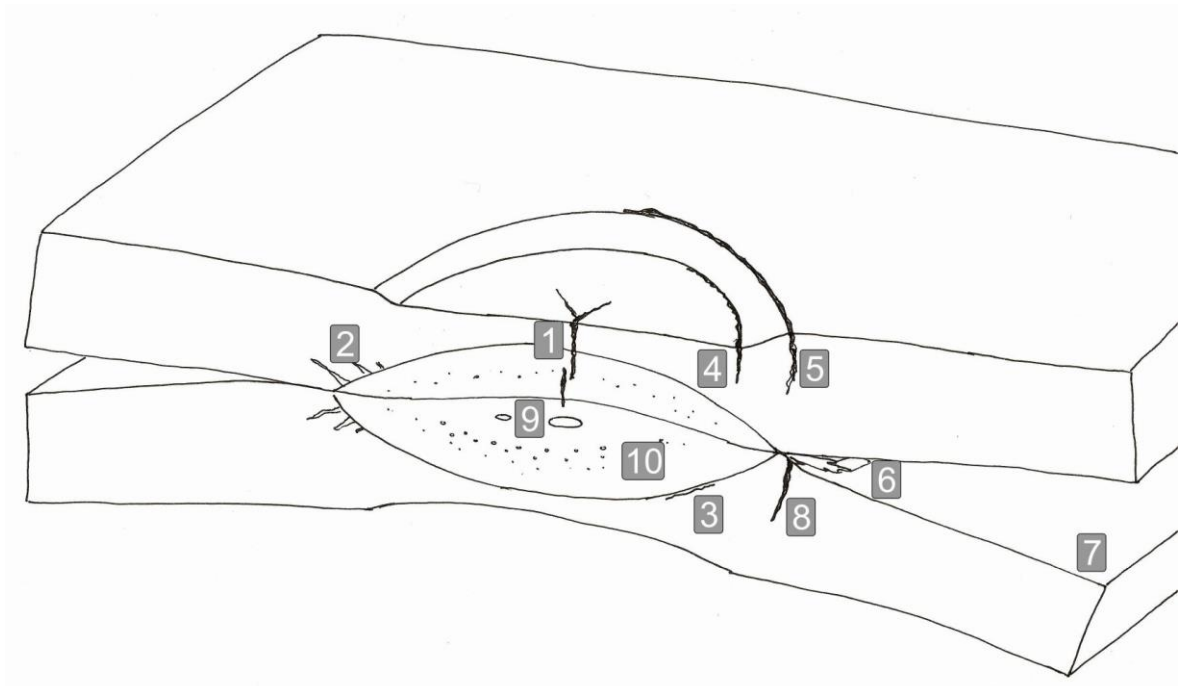
Die Ausbildung des Schweißpunktes beim Widerstandspunktschweißen hängt von vielen Faktoren ab, wodurch wiederum viele unterschiedliche Fehler entstehen können. Neben Lage- und Geometriefehlern, wie beispielsweise einer fehlerhaften Position des Schweißpunkts zu nahe am Blechrand oder zum nächsten Schweißpunkt und zu tiefen oder schiefen Elektrodeindrücken, gibt es eine Vielzahl von Imperfektionen im Werkstückinneren, die im Nachfolgenden genauer erklärt werden.

Eine schematische Darstellung der möglichen Schweißfehler beim Widerstandspunktschweißen zeigt Abbildung 3.15.

Hohlräume

Hohlräume entstehen durch im Gefüge eingeschlossene Gase (Poren), die Erstarrungsschwindung (Lunker) oder aus der Wechselwirkung der beiden Prozesse. Diese Ursachen sind eindeutig an der Erscheinung der Hohlräume im Linsenquerschnitt zu erkennen. [ZHA12]

Die Hohlräume können in Abhängigkeit des Werkstoffs und der Prozessparameter in ihrer Verteilung, Größe und geometrischen Form variieren. Die Erstarrung der Schweißlinse



- | | |
|--|-------------------------------------|
| 1. Erstarungsrisse in der WEZ durch Schwindung | 6. Spritzerbildung |
| 2. Wiederaufschmelzrisse | 7. Blechaufbiegung |
| 3. Kaltriss in der WEZ | 8. Kantenriss durch Blechaufbiegung |
| 4. und 5. Risse infolge LME | 9. Hohlräume |
| | 10. Porosität |

Abbildung 3.15: Schematische Darstellung der möglichen Schweißfehler beim Widerstandspunktschweißen am Querschnitt einer Schweißlinse

beginnt an der WEZ, sodass an der Schmelzlinie keine bis kaum Poren vorhanden sind. Die Wahrscheinlichkeit für die Porenbildung ist in der Linsenmitte höher als in den benachbarten Bereichen, weshalb sie dort in höherer Anzahl und Größe vorkommen. Wenn der Volumen- und Flächenanteil der Poren allerdings einen tolerierbaren Anteil nicht überschreitet und der Abstand zwischen Schmelzgrenze und WEZ ausreichend ist, haben sie kaum Einfluss auf die Festigkeit des Schweißpunktes, da hohe Spannungskonzentrationen bei Belastung an der WEZ auftreten und nicht in der Linse. [ZHA12]

Porosität durch Gasbildung

Leichte Beschichtungs- oder Legierungselemente mit einem niedrigen Schmelzpunkt, z. B. Zink oder Magnesium, verdampfen durch die hohe Prozesstemperatur eher als das Stahlgefüge und üben einen Dampfdruck auf die flüssige Schmelzlinse aus. Diese kann jedoch wegen ihrer eingeschlossenen Position und der steilen Abkühlgradienten nicht ausgasen. [ZHA12]

Im Vergleich zur WEZ entstehen in der Linsenmitte mehr, größere und beweglichere Gasblasen infolge Seigerung und höherer Temperaturen. Beim Abkühlen können die Blasen zur

Linsenmitte wandern und sich dort gruppieren. Überhaupt nimmt die Größe der Gasblasen mit dem Wärmeeintrag und dem von der Löslichkeit und der Schmelztemperatur der Elemente abhängigen Gasvolumen bzw. Dampfdruck zu und mit spezifischer Oberflächenspannung ab. [ZHA12]

Bei Volumendefizit und einer zu großen thermischen Spannung werden aus Poren Mikrorisse, um die Spannungen abzubauen. Wenn das Schmelzvolumen in der erstarrenden Linsenmitte nicht ausreicht, können während der Abkühlung Lunker und Schrumpfungsrisse entstehen. Das Volumendefizit kann dabei durch Spritzerbildung, nicht ausreichende Elektrodenkräfte, zu wenig aufgeschmolzenen Werkstoff und zu schnelle Abkühlung verursacht werden. [ZHA12]

Lunker durch Erstarrungsschwindung

Während der Erwärmung dehnt sich das Werkstoffvolumen der Schmelzlinse aus, was jedoch durch den umgebenden kühleren Grundwerkstoff und die Elektroden eingeschränkt wird. Zudem werden der geschmolzene Werkstoff und die erwärmten, aber noch festen Phasen, wie in der WEZ, durch die Elektrodenkraft verdrängt, sodass gegebenenfalls Spritzer entstehen können. Bei der Abkühlung nimmt das Werkstoffvolumen stark ab und die Schweißlinse schrumpft. Durch die hohe Abkühlgeschwindigkeit, die große Ausdehnung und Verformung sowie ggf. Spritzerbildung kann die erstarrende Schmelze nicht schnell genug nachfließen, um das Volumendefizit auszufüllen. Stattdessen können gegebenenfalls vorliegende Gasblasen anwachsen oder Lunker entstehen. Letztere sind an säulenartigen oder gleichachsigen Körnern infolge freier Erstarrung erkennbar. [ZHA12]

Risse

In EN ISO 6520-1:2007 werden Risse als „Unregelmäßigkeit, die örtlich durch Trennungen im festen Zustand erzeugt wird und bei der Abkühlung oder infolge von Spannungen auftreten kann“ definiert. Ihrer Größe nach werden sie in Mikro- und Makrorisse eingeteilt, wobei die Mikrorisse in der Größenordnung eines Korndurchmessers liegen und nur bei einer mindestens 6-fachen Vergrößerung detektierbar sind. Sie haben eine Länge von bis zu 1 mm. Die größeren Makrorisse weisen eine Länge von einigen Millimetern auf und sind ohne optische Hilfsmittel zu erkennen. [POH99, SCH10]

Eine Rissbildung erfordert im Allgemeinen die örtliche Überschreitung der Zugfestigkeit des Werkstoffs. Zugeigenspannungen werden durch Dehnungsbehinderungen induziert. Durch die eingebrachte joule'sche Wärme beim Fügen dehnt sich das Schweißgut aus. Dabei wird es jedoch gleichzeitig durch die niederhaltenden Elektroden plastisch verformt und durch den kälteren Grundwerkstoff und die Elektrodenarbeitsflächen in der Ausdehnung behindert.

Beim Abkühlvorgang erfolgt eine Schrumpfung der Schweißlinse, die jedoch erneut durch die Umgebung in ihrer Bewegung eingeschränkt wird. Durch diese Vorgänge kann es sowohl in der Schweißlinse und an der Schmelzgrenze als auch in der WEZ zu Rissen kommen. [ZHA12]

Je nach Temperaturbereich werden Risse in Heiß- und Kaltrisse eingeteilt, wobei die Heißrissbildung während oder direkt nach der Abkühlung erfolgt und Kaltrisse nach einem längeren Zeitpunkt nach dem Schweißvorgang erscheinen. Im Folgenden werden die Risstypen und ihre Entstehungsursachen beschrieben.

Heißrisse

Heißrisse entstehen nach Merkblatt DVS1004-1 während der kritischen Abkühlphase, wenn zu wenig Schmelze vorhanden ist, um entstehende Werkstofftrennungen entlang der Korngrenzen beim Überschreiten der Zugfestigkeit aufnehmen zu können. Je größer die Körner und je höher das Erstarrungsintervall eines Werkstoffes ist, umso anfälliger ist er für Heißrisse [ZHA12]. Heißrissigkeit wird besonders durch die Elemente Kohlenstoff, Nickel, Silizium, Schwefel und Sauerstoff gefördert. [POH10, DVS96]

Je nach Entstehungsform, -art und -ort wird zwischen Erstarrungsrisen, Wiederaufschmelzrisen und Rissen durch Verformbarkeitsabfall unterschieden.

Erstarrungsrisse bilden sich innerhalb des Schweißguts während der Kristallisation durch Erstarrungsschwindung und damit verbundene Eigenspannungen und können in ihrer Länge den Makrorissen zugeordnet werden [ZHA12]. Die Bildung hängt vorwiegend von der chemischen Zusammensetzung des Grundwerkstoffes, dem Wärmeeintrag in das Bauteil sowie der Elektrodengeometrie ab. Die Bruchfläche zeigt einen interkristallinen Verlauf mit zeilig angeordneten Dendritenspitzen. [WOL06, DVS96]

Wiederaufschmelzrisse sind interkristalline Mikrorisse, die während der Abkühlphase aufgrund schmelzflüssiger Korngrenzenphasen entstehen. Sie treten unmittelbar an der Schmelzlinie auf und können zudem interkristallin bis in das Schweißgut oder den Grundwerkstoff reichen. Als Bruchform zeigen sich eingeformte Dendritenspitzen. [WOL06, DVS96]

Risse durch Verformbarkeitsabfall (engl. Ductility Dip Crack: DDC) sind mikroskopische interkristalline Trennungen in einem bestimmten Abstand zur Fügelinie in der WEZ [DVS96]. Sie stellen einen Sonderfall der Heißrisse dar, da sie ohne das Vorhandensein einer schmelzflüssigen Phase an den Korngrenzen vorliegen. Stattdessen sind DDC „auf ein Korngrenzengleiten im Bereich der Rekristallisationstemperatur zurückzuführen“ [WOL06].

Die Rissbildung erfolgt in der festen Phase direkt nach dem Schweißvorgang, wenn es durch Ausscheidungen auf den neugebildeten Korngrenzen der WEZ in einem gewissen Temperaturbereich zu einer Einbuße an Verformungsvermögen kommt [SCH04]. Da das Korn und die Korngrenze unterschiedliche Festigkeiten aufweisen, zeigen DDC sprödes Bruchverhalten [HIL01].

Kaltrisse durch Wasserstoffversprödung

Atomarer Wasserstoff kann beim Widerstandspunktschweißen durch bspw. schlecht gereinigte Blechoberflächen in die Schmelze eingeschlossen werden und zu Wasserstoffversprödung führen. Durch Eindiffundieren in das Kristallgitter des Metalls rekombiniert der Wasserstoff wieder zu molekularem Wasserstoff. Infolge dessen kommt es durch die Druckerhöhung zu Eigenspannungen und Versprödung des Werkstoffes und Kaltrisse können entstehen. [ZHA12]

Diese zeigen sich jedoch erst nach einer Zeit von bis zu einigen Tagen, da sich infolge innerer Spannungen erst Mikrorisse an Gitterdefekten bilden müssen, um langsam bis zu einer kritischen Länge anzuwachsen. In dieser Zeit sammelt sich darin der Wasserstoff. Es kommt zu einer Abnahme der Kohäsionskräfte und schließlich zu einem instabilen transkristallinen Rissfortschritt in der WEZ neben der Fügelinie. [SCH10]

Im kfz-Gitter von Austenit kann sich Wasserstoff besser lösen, die Diffusion erfolgt jedoch langsamer als im ferritischen krz-Gitter. Bei höheren Werkstofffestigkeiten ab 1000 MPa nimmt die Kaltrissgefahr zu, sodass kohlenstoffreiche und martensitische Stähle besonders rissempfindlich sind. Die Gefahr der Kaltrissigkeit wird durch Phosphor begünstigt. [SCH10, POH99]

Lötrisse durch Flüssigmetallversprödung

Als Flüssigmetallversprödung wird die auftretende Rissbildung bezeichnet, bei der ein flüssiges Metall (z. B. das aufgeschmolzene Zink aus oberflächenveredelten Stählen) an lokal besonders stark beanspruchten Stellen die Korngrenzen eines festen, üblicherweise duktilen Metalls angreift, zwischen diese gelangt und zu einer Auftrennung führt, die im schlimmsten Fall durch die gesamte Werkstoffdicke läuft. Dieser Effekt wird ausführlich in Kapitel 3.3 beschrieben.

3.2 Hochmanganhaltige Stähle

1882 beobachtete Robert Abbott Hadfield die Wirkung von Mangan als Legierungselement im Stahl, wodurch dieser eine hohe Festigkeit in Kombination mit einer guten Zähigkeit aufweisen konnte.

Ende des 20. Jahrhunderts veröffentlichten Georg Frommeyer und Oliver Gräsel eine Neuentwicklung von hochmanganhaltigen, austenitischen Leichtbaustählen auf Basis des Fe-Mn-Al-Si-C Legierungssystems. Diese Stähle erreichen Zugfestigkeiten bis 1100 MPa und Bruchdehnungen bis zu 90 % und sind dabei über 5 % leichter als konventionelle hochfeste Stähle. Ihre hohe Festigkeit und die hohe Duktilität werden durch den Mechanismus der Zwillingsbildung (TWIP-Effekt) und/oder eine verformungsinduzierte Martensitbildung (TRIP-Effekt) erreicht. [FRO98a, FRO98b, GRÄ98, GRÄ99, DEC11b] Im Folgenden werden sie als FeMn-Stähle bezeichnet.

3.2.1 Verformungsmechanismen

Verformungsmechanismen in Metallen können in zwei Arten unterteilt werden. Zum einen gibt es die Verzwillingung, bei der die Kristallstruktur nicht verändert wird, und zum anderen die Phasenumwandlung, bei der eine Veränderung der Gitterstruktur erfolgt. Diese Arten sind schematisch in Abbildung 3.16 dargestellt. [HIC12]

Die Verformungsmechanismen der in dieser Arbeit untersuchten hochmanganhaltigen und nichtrostenden Stählen sind der TWIP- und der TRIP-Effekt.

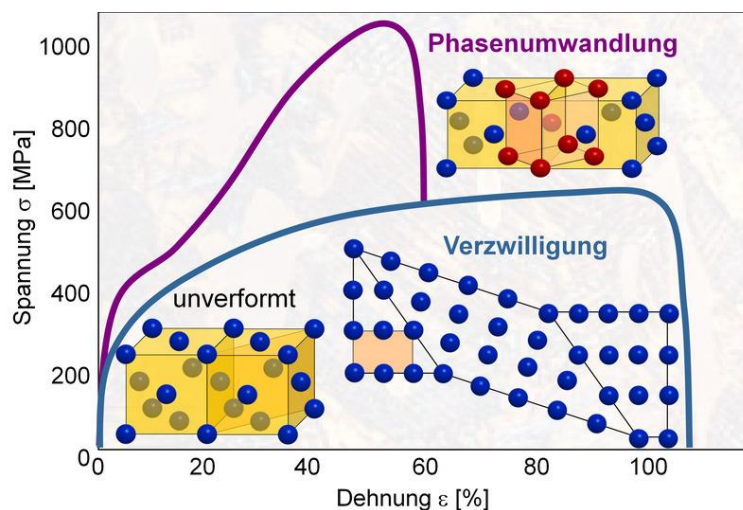


Abbildung 3.16: Schematische Darstellung der Verformungsmechanismen [HIC12]

TRIP-Effekt

Beim TRIP-Effekt (engl. Transformation Induced Plasticity) erfolgt die Festigkeitssteigerung durch verformungsinduzierte Martensitbildung. Dabei finden Phasenumwandlungen von Austenit zu ϵ -Martensit und α -Martensit statt, vgl. Abbildung 3.17.

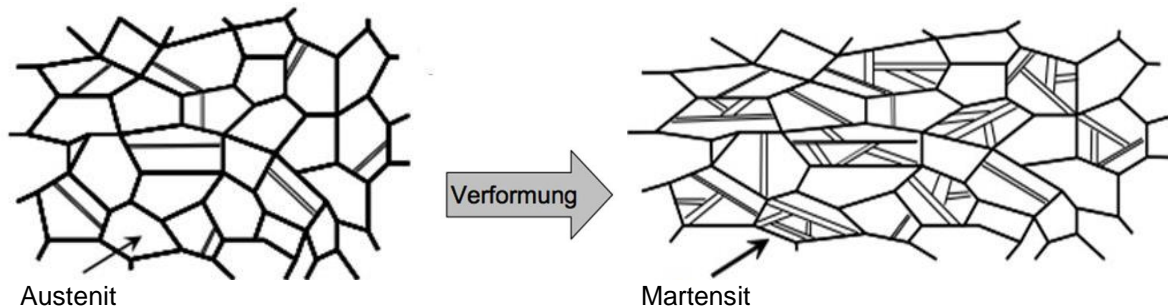


Abbildung 3.17: Schematische Darstellung des TRIP-Effektes nach [GIG05]

In Stählen mit Restaustenit erfolgt eine Umwandlung ohne Zwischenstufe [GIG05, GRÄ97]. Die zur Erzeugung einer Grenzfläche durch einen Stapelfehler benötigte spezifische Energie wird als Stapelfehlerenergie (SFE) bezeichnet. Damit sich der TRIP-Effekt einstellt, muss ihr Wert unterhalb von 20 mJ/m^2 liegen und deshalb der Mangangehalt maximal 20 % betragen [PEN14, GRÄ00b].

TWIP-Effekt

Der TWIP-Effekt (engl. Twinning Induced Plasticity) wird durch eine verformungsinduzierte Zwillingsbildung ausgelöst, bei der ganze Gitterbereiche durch Schervorgänge umklappen und sich spiegelbildlich zum Ursprungsgitter anordnen, Abbildung 3.18 [GIG05, LAN02].

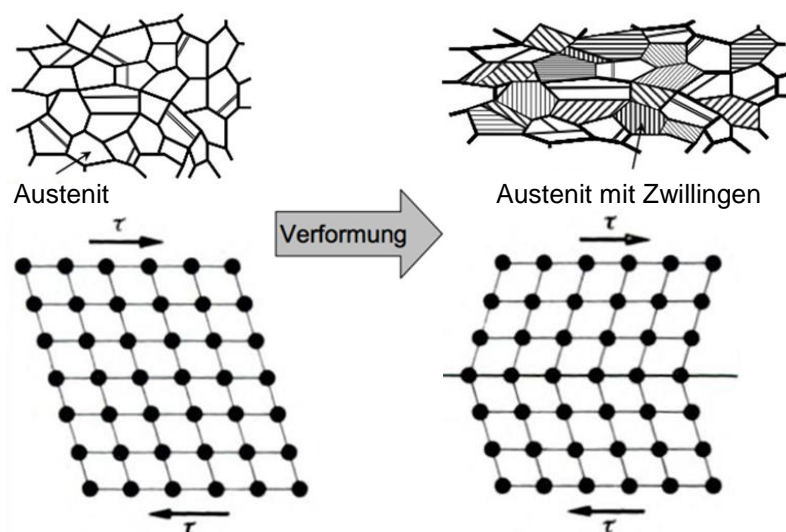


Abbildung 3.18: Schematische Darstellung des TWIP-Effektes nach [GIG05, LAN02]

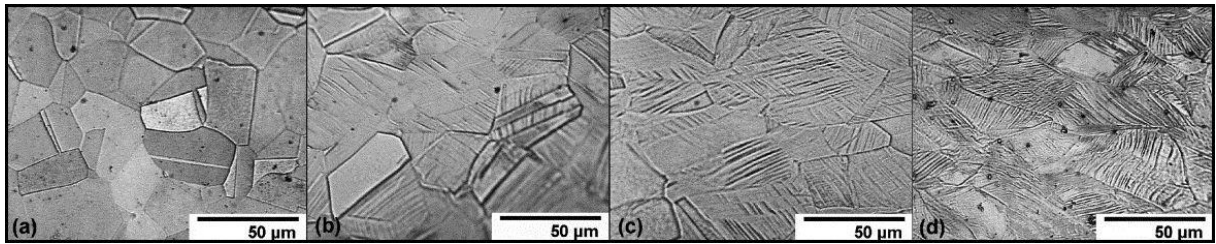


Abbildung 3.19: Zwillinge in unterschiedlichen Belastungszuständen: spannungsfrei (a), Umformgrad 18 % (b), Umformgrad 26 % (c), Umformgrad 34 %; [ALL04c]

Die Zwillingschene stellt durch ihre Grenze ein Hindernis für das Versetzungsgleiten dar. Abbildung 3.19 zeigt beispielhaft lichtmikroskopische Aufnahmen von Zwillingen eines TWIP-Stahls in verschiedenen Belastungszuständen. Vom spannungsfreien Zustand, über einen Umformgrad von 18 % sowie 26 %, bis schließlich 34 %. Dabei erfolgt eine deutliche Zunahme der Zwillingsbildung. [ALL04c]

Versetzungen stauen sich auf und es kommt zu einer Festigkeitssteigerung. Diese ist unabhängig von der Verformungsgeschwindigkeit, wodurch die hervorragenden mechanischen Eigenschaften auch bei abrupter Verformung, beispielsweise beim Auffahrunfall, gegeben sind. [KUN07b]

Damit eine Zwillingsbildung auftritt, müssen zwei Voraussetzungen erfüllt sein. Zum einen muss ein stabiles austenitisches Gefüge vorliegen. Dieses lässt sich durch sehr hohe Mangangehalte von 15–30 % im Stahl erzielen. [FRO08]

Um den Mangangehalt, und damit die hohen Kosten für dieses Element, zu verringern, kann dieser auch durch Kohlenstoff substituiert werden. Dieser führt ebenfalls durch seine Eigenschaft als Austenit-Bildner zu einer Stabilisierung des Gamma-Gebietes und zum anderen zu einer Festigkeitssteigerung. [HOW09]

Die zweite Voraussetzung ist eine definierte SFE zwischen 20 mJ/m² und 50 mJ/m². Sie ist die Hauptursache für das Auftreten mechanischer Zwillingsbildung und abhängig von Temperatur und Legierungszusammensetzung. Die gebildeten Zwillinge wirken als Barrieren, an denen weitere Atome abgleiten und in noch nicht verfestigte Bereiche weitergeleitet werden. Dieser Vorgang wird als dynamischer Hall-Petch Effekt bezeichnet. Bei einer SFE unterhalb von 20 mJ/m² stellt sich der TRIP-Effekt ein und oberhalb von 50 mJ/m² treten TWIP- bzw. TRIP-Effekt nicht mehr auf. Die Verformung erfolgt dann nur noch durch Abgleiten von Scherbändern. Eine schematische Darstellung der sich einstellenden Mechanismen in Abhängigkeit der SFE und der Verformung in kubisch flächenzentrierten Werkstoffen zeigt Abbildung 3.20. [CHE13, GRÄ00a, DEC11b, KUN07b]

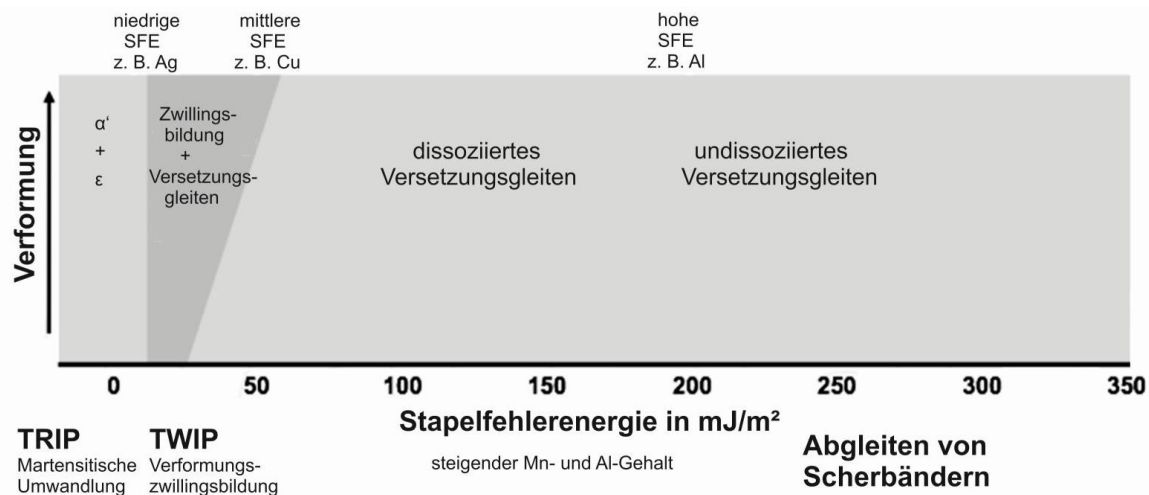


Abbildung 3.20: Schematische Darstellung der sich einstellenden Mechanismen in Abhängigkeit der Stapelfehlerenergie (SFE) und der Verformung in kubisch flächenzentrierten Werkstoffen nach [DEC11b]

3.2.2 Wirkung von unterschiedlichen Legierungselementen

Durch Zugabe von Legierungselementen neben Mangan lassen sich die FeMn-Stähle gezielt auf die Anforderungen für ihr späteres Anwendungsgebiet einstellen. Als Hauptlegierungselemente werden Aluminium, Silizium, Kohlenstoff und Chrom verwendet. Eine Übersicht der Einflüsse der verschiedenen Elemente zeigt Tabelle 3.1. So führen die Elemente C, N, Si und Al zu einer Mischkristallverfestigung und stabilisieren, mit Ausnahme des Si, das Austenitgebiet. Eine ϵ -Martensitverfeinerung wird durch Si und Al erreicht und die Warmverformbarkeit wird durch B und Ti begünstigt.

Heute existieren unterschiedliche Legierungskonzepte, die sich in fünf Gruppen einteilen lassen, s. Tabelle 3.2. Eine Einordnung dieser Stähle im Bruchdehnungs-Zugfestigkeits-Diagramm zeigt Abbildung 3.21. Trotz der unterschiedlichen Zusammensetzung weisen die verschiedenen Legierungskonzepte der hochmanganhaltigen Stähle ähnliche Eigenschaften auf. Sie sind gegenüber Kohlenstoffstählen sowie den Leichtmetallen Aluminium, Magnesium und Titan deutlich überlegen.

Die Auswirkungen der einzelnen Legierungselemente auf die Eigenschaften der FeMn-Stähle werden im Folgenden erläutert.

Tabelle 3.1: Einflüsse verschiedener Legierungselemente nach [CHE13]

Effekt	C	Si	B	Ti	N	Al
Austenitstabilisierer	X				X	X
Mischkristallverfestigung	X	X			X	X
ϵ-Martensitverfeinerung		X				X
Warmverformbarkeit			X	X		

Tabelle 3.2: Übersicht über Legierungskonzepte der FeMn-Stähle

Stahl	Mn	C	Al	Si	Cr	N	Quelle
1. Fe-Mn-C-Legierungen mit abgestimmten Mn- und C-Gehalten							
Fe-12Mn-1,1C	12	1,1					[DAS91]
Fe-12Mn-1,2C	12	1,2					[KAR00]
Fe-13Mn-1,2C	13	1,2					[KIB06]
Fe-17Mn-0,6C	17	0,6					[KOY15]
Fe-17Mn-0,8C	17	0,8					[KOY15]
Fe-18Mn-1,2C	18	1,2					[KOY15]
Fe-22Mn-0,6C	22	0,6					[All04a, All04b]
Fe-27Mn-0,02C	27	0,02					[BOU1]
2. Fe-Mn-Al-C-Legierungen							
Fe-18Mn-1,5Al-0,6C	18	0,6	1,5				[KIM08]
Fe-18Mn-2,5Al-0,6C	18	0,6	2,5				[JUN15]
Fe-25Mn-3Al-0,05C	25	0,05	3				[Li15a]
Fe-26Mn-11Al-1,1C	26	1,1	11				[DEC09]
Fe-30Mn-5Al-0,5C	30	0,5	5				[PER02]
3. Fe-Mn-Si-C-Legierungen							
Fe-18Mn-0,2Si-0,6C	18	0,6		0,2			[DEC09]
Fe-24Mn-0,23Si-0,45C	24	0,45		0,23			[ZHA11]
4. Fe-Mn-Al-Si-C-Legierungen							
Fe-25Mn-3Si-3Al-0,05C	25	0,05	3	3			[LI15a]
Fe-23Mn-2Al-2Si-0,05C	23	0,05	2	2			[HUA06]
Fe-20Mn-3Al-3Si-0,04C	20	0,04	3	3			[VER04]
Fe-26Mn-5Al-3Si-0,025C	26	0,025	5	3			[ZHU15]
Fe-22Mn-3Al-3Si-0,03Nb	22		3	3			[DIN12]
5. Fe-Mn-Cr-Legierungen							
Fe-20Mn-4Cr-0,5C	20	0,5			4		[ALL04a]
Fe-32Mn-12Cr-0,4C	32	0,4			12		[BAY04]
Fe-18Mn-18Cr-N	18	0,06			18	0,6	[SHA15]

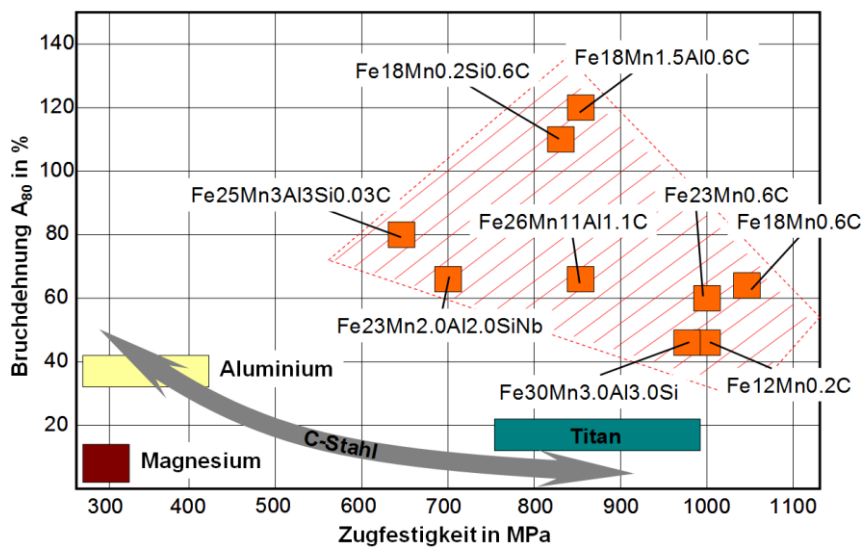


Abbildung 3.21: FeMn-Stähle im Bruchdehnungs-Zugfestigkeits-Diagramm nach [DEC09]

Das Hauptlegierungselement ist mit einem Anteil von 15 bis 30 Gew.-% Mangan. Es ist sowohl zur Aufrechterhaltung des Austenitgebiets über eine große Temperaturspanne verantwortlich als auch zur Einstellung einer SFE von 20–50 mJ/m². Beides sind relevante Punkte, um den TWIP-Effekt hervorzurufen. Die SFE sinkt mit zunehmendem Mn-Gehalt zunächst auf ein Minimum ab, steigt danach aber wieder an, wodurch der Wechsel vom TRIP- zum TWIP-Effekt ab einem Mangangehalt von ungefähr 15 Gew.-% erklärt werden kann. Weiterhin verbessert das Mangan die Kohlenstofflöslichkeit im Stahl, blockiert die Ausscheidung von Zementit und führt zu einer Verminderung der Martensitstarttemperatur. [SAT89, KUN07b, BRA13, TWA13, LEE00, SCH74, CHE13]

Durch das Zulegieren von Aluminium stellen sich mehrere Effekte ein. Die SFE steigt zum einen um ca. 11 mJ/m² je Prozent des hinzulegierten Aluminiums an, sodass die martensitische Phasenumwandlung blockiert und der TWIP-Effekt ausgebildet werden können [JUN15]. Zum anderen wird das Leichtbaupotential gesteigert, da die Dichte verringert wird. Außerdem bilden sich schon bei geringen Al-Gehalten Oxidschichten, die einen höheren Korrosionsschutz bewirken. Nachteilig sind die Bildung von Aluminiumnitridanreicherungen an den Korngrenzen und intermetallische Phasen, da diese sich negativ auf den Schmelzschweißprozess auswirken können. [ATE00, DUR03, LAE07] Von Koyama et. al. ist ermittelt worden, dass Hinzulegieren von Aluminium die Diffusion von Wasserstoff in das Stahlgefüge erfolgreich unterdrücken kann. Weiterhin hat Aluminium die Eigenschaft, die Bruchfestigkeit zu senken und zugleich das Dehnverhalten des hochmanganhaltigen Stahls zu begünstigen. [KOY12]

Das Element Silizium bewirkt durch seine mischkristallverfestigende Wirkung eine Steigerung der Festigkeit des Stahls im Zusammenspiel mit einer Reduzierung von Duktilität und Dichte. Allerdings verringert das Zulegieren von Si die SFE, wodurch bei Verformungsvorgängen die Bildung von verformungsinduziertem ε -Martensit hervorgerufen wird. Siliziumgehalte bis 3,0 Gew.-% verbessern den Korrosions- und Oxidationsschutz bei höheren Temperaturen, bewirken aber, dass eine Feuerverzinkung dann nicht mehr möglich ist, sodass andere Beschichtungsverfahren erforderlich werden. Ein weiterer Nachteil ist der Einfluss von Silizium auf den Schweißprozess, da dadurch die Heißrissneigung extrem erhöht wird. Für eine hinreichende Schweißbarkeit werden deshalb Siliziumgehalte auf 2,0 Gew.-% reduziert. [LI15a, STE07, PAT99, KIM07]

Durch Kohlenstoff können sowohl die Festigkeit der Matrix durch erhöhte Mischkristallbildung gesteigert als auch das Austenitgebiet stabilisiert werden. Dadurch kann eine Reduzierung des Mangangehalts erfolgen. [GRÄ00a] Weiterhin zeigen [PEN14] und [KOY15], dass die SFE mit steigendem C-Gehalt erhöht werden kann.

Geringe Mengen an zulegiertem Chrom können die Korrosionsbeständigkeit verbessern sowie die Streckgrenze und Alterungsbeständigkeit erhöhen. Außerdem wird die SFE erhöht, was die Ausbildung des TWIP-Effektes positiv beeinflusst. Allerdings kann es in einigen Fällen durch Chromkarbid- und Chromnitridbildung zu Versprödung kommen. [KUY04, ATE00, SHU14, EL01]

Durch Stickstoff im hochmanganhaltigen Stahl können neben der Festigkeit die Temperatur- und Korrosionsbeständigkeit sowie die Oxidationsresistenz gesteigert werden. [TAK15]

Die Zugabe von Niob führt zum einen zu einer Reduzierung der Austenitkorngröße und zum anderen zu einer Steigerung der SFE. Dadurch kommt es zu einer deutlich ausgeprägten Zwillingsbildung, da die Martensitbildung unterdrückt und so die Ausbildung des TWIP-Effekts positiv beeinflusst werden. [CAO14, DIN12]

Eine Zulegierung bis 2,0 Gew.-% Kupfer bewirkt eine Erhöhung der SFE, jedoch in geringerem Maß als Aluminium. Im Gegensatz zum Aluminium wird durch das Kupfer die Wahrscheinlichkeit der Anfälligkeit für Wasserstoffversprödung gesenkt, da Spannungsspitzen an den Korngrenzen gesenkt werden. [KWO15]

3.2.3 Schweißbarkeit

Um die erwähnten herausragenden Eigenschaften der FeMn-Stähle industriell besonders im Automobilbau anwenden zu können, müssen sie sich schweißtechnisch verarbeiten lassen. Die mechanisch-technologischen Eigenschaften der hochmanganhaltigen Stähle sind bereits für viele Legierungen auf Basis des Fe-Mn-C Systems von einer Vielzahl an Forschungseinrichtungen veröffentlicht worden. Für den Bereich des Schweißens von TRIP-/TWIP-Stählen gibt es dagegen nur wenige Veröffentlichungen, wobei die Anzahl in den letzten Jahren zunimmt.

Untersuchungen wurden sowohl an Schmelz- als auch an Pressschweißverfahren durchgeführt. Insbesondere das Laser-, WIG-, MSG- und Widerstandspunktschweißen stehen in den Veröffentlichungen im Fokus.

Cugy et al. sowie Hofmann et al. beschreiben die Widerstandspunktschweißbarkeit eines Fe-Mn-Al-Si-C-Stahls und gehen besonders auf die thermophysikalischen Gegebenheiten ein. [CUG05, HOF05]

Zuckschwerdt vergleicht die Schweißbarkeit von TWIP-Stählen auf Fe-Mn-Al-Si-C-Basis und Fe-Mn-C-Basis und beobachtet, dass der Stahl ohne Zugabe von Aluminium und Silizium eine bessere Schweißbarkeit besitzt. [ZUC05]

Hofmann et. al. führten Fügeversuche an Mischverbindungen aus Fe-Mn-C-Stählen und ferritischen Feinkornstählen mit dem MSG- und Widerstandspunktschweißprozess durch. [HOF08]

In [FIN09, KEI10, ZIN09] wurde zuerst die Schweißseignung an FeMn-Stählen anhand von thermomechanischen Schweißsimulationen und einer Prüfung der Heißrissanfälligkeit untersucht. Danach wurden artgleiche sowie Mischverbindungen mit dem MSG- und Laserstrahlschweißen erzeugt.

Mujicaa et al. beschäftigten sich mit dem Gefüge und den mechanischen Eigenschaften von lasergeschweißten Verbindungen von TWIP- und TRIP-Stählen und kamen zu der Erkenntnis, dass durch Verschieben des Lasers in Richtung des TWIP-Stahlblechs die Wärmeeinbringung durch die niedrige Liquidustemperatur verringert und der Prozess so verbessert werden können. [MUJ10]

Roncery et al. konzentrierten sich auf die technischen und technologischen Aspekte beim WIG- sowie kontinuierlichen und gepulsten Laserstrahlschweißen von hochmanganhaltigen Stählen mit artgleichen oder artfremden Stählen und urteilten, dass das Schweißen von zwei unbeschichteten TWIP-Stahlblechen problemlos möglich sei. [RON12]

Saha et al. führten Versuche mit dem Widerstandspunktschweißverfahren am hochmanganhaltigen Stahl TWIP980 durch, untersuchten die Gefügestruktur, die Scher- und Kreuzzugfestigkeit, die Mikrohärtigkeit, den Bruchmodus sowie auftretende Fehler in den Verbindungen. [SAH12, SAH13]

Fritzsche et al. untersuchten das Widerstandspunktschweißen von Mischverbindungen aus hochmanganhaltigen und ferritischen Stählen und zeigten, dass durch eine Anpassung von Kontaktflächendurchmesser, unterschiedlichen Elektrodenwerkstoffen sowie Strom-Kraft-Programmen die Einschweißtiefe signifikant erhöht werden kann. Eine Notwendigkeit zum Einsatz der dargestellten Maßnahmen zur Erhöhung der Einschweißtiefe ist aus den Ergebnissen nicht abzuleiten. [FRI13]

Ma et al. haben in ihren Forschungsarbeiten das Laserstrahl- und WIG-Schweißen von artgleichen unbeschichteten TWIP-Stählen untersucht. Beim Laserstrahlschweißen konnten Hohlräume in der Schweißzone festgestellt werden, die durch den hohen Verdampfungsdruck des Mangans entstanden sind, der mit steigender Temperatur die Oberflächenspannung überschreitet. Weiterhin wurde beim Vergleich der beiden Schweißverfahren festgestellt, dass die Dehnwerte des Materials beim WIG-Schweißen um 30 % niedriger lagen als beim Laserstrahlschweißen, da sowohl duktile als auch spröde Bruchbereiche vorlagen. [MA14]

Veit stellte in seiner Dissertation Untersuchungen zum artgleichen Widerstandspunktschweißen der TWIP-Stähle mit besonderem Augenmerk auf die starke Heißrissneigung des Werkstoffes an. Er kommt zu der Erkenntnis, dass durch hohe Elektrodenkräfte bis 12 kN das Heißrissvorkommen nachhaltig unterdrückt und artgleiche Punktschweißverbindungen somit gefügt werden können. [VEI14]

Da vor allem im Karosseriebau Verbindungen mit ferritischen Feinkornstählen notwendig sind, muss besonders das Fügen von Mischverbindungen gewährleistet sein.

Bestehende Schaubilder zur Voraussage des sich einstellenden Gefüges bei Mischverbindungen, wie das Schaeffler- [SCH49], DeLong- [DEL74] oder WRC 1992-Diagramm [KOT92], lassen sich bei hochmanganhaltigen Stählen nicht einsetzen, da der Einfluss des hohen Mn-Gehaltes im Nickel-Äquivalent nicht ausreichend berücksichtigt ist.

Wesling et al. haben deshalb den Einfluss des Schweißzusatzes auf Mischverbindungen mit hochmanganhaltigen Stählen untersucht, indem ein Versuchsdraht mit einem Mangangehalt von 18 % entwickelt und dieser mit dem MSG-Prozess zur Verbindung eines hochmanganhaltigen mit einem ferritischen Feinkornbaustahl genutzt wurde. [WES16]

Tolf untersuchte Dualphasenstähle in Widerstandspunktschweißversuchen auf die LME-Anfälligkeit. Er kommt zu dem Urteil, dass die Risse mit der Verzinkungsmethode verbunden sind und dass die Bildung von Aluminiumoxidschichten auf den Elektrodenkappen die Oberflächentemperatur und dadurch die Wahrscheinlichkeit für LME und Oberflächenrissbildung erhöhe. [TOL15]

Vervisch und Beal untersuchten den Einfluss verschiedener Parameter auf das Auftreten von Flüssigmetallversprödung beim Widerstandspunktschweißen von verzinkten FeMn-Stählen. Während Vervisch sich primär auf mikrostrukturelle Einflüsse und Einflüsse durch das vorangehende Galvanisieren bezieht, untersuchte Beal den Einfluss der Schweißparameter sowie mechanischen Randbedingungen. [VER09, BEA11]

Nach der Auswertung der Literatur stellen folgende Punkte die Herausforderungen beim artgleichen oder artfremden Schweißen der TWIP-Stähle – Schweißprozess unabhängig – dar:

- unterschiedliche Zusammensetzung der Stähle (Mangan- und Kohlenstoffgehalt)
- unterschiedliche Gefüge (Austenit und Ferrit)
- stark unterschiedliche Schmelzpunkte, thermische Ausdehnungskoeffizienten und elektrische Widerstände
- Gefahr der LME durch aufgeschmolzenes Zink aus der Oberflächenveredelung

3.2.4 Herstellung und industrielle Entwicklung

Stahlflacherzeugnisse werden heute bis auf wenige Ausnahmen durch das Stranggießen hergestellt, bei dem Brammen mit 250 mm Dicke abgekühlt und zum Warmwalzen auf Endmaßstärke erneut auf Walztemperatur erwärmt werden.

Die ersten Untersuchungen zur Herstellung der hochmanganhaltigen Stähle unter stranggießähnlichen Verarbeitungsbedingungen wurden von Gigacher et al. unternommen. Anhand der Betrachtung der einzelnen Zonen der Brammenstranggießanlage, siehe Abbildung 3.22, wurden einige Schwierigkeiten dokumentiert. So ist es notwendig, dass die Aufschmelzzeiten und Fließtemperaturen durch das Gießpulver möglichst niedrig sind und Reaktionen zwischen der Stahlschmelze und Kokillenschlacke kontrolliert und langsam erfolgen. In der Sekundärkühlzone können Entmischungen bzw. Einschlüsse im Stahl während des Erstarrungsvorganges auftreten, die negative Folgen auf die weiteren Verarbeitungsschritte haben können. Im Stoßofen können sich bei der Wiedererwärmung C, Mn oder Al an den Randbereichen anlagern und zu intolerablen Oberflächenfehlern führen. Die Herstellung mit konventionellen Anlagen sei so nicht zu empfehlen. [GIG04]

Aus diesem Grund wurde ein neues Gießverfahren für den hochmanganhaltigen Stahl erforderlich. 2004 begann der Stahlhersteller Salzgitter AG mit Untersuchungen zur Herstellung und Verarbeitung von hochmanganhaltigen Stählen. Gemeinsam mit dem Institut für Metallurgie der Technischen Universität Clausthal und der SMS Siemag AG wurde erarbeitet, dass die Herstellung der FeMn-Stähle durch ein Bandgießverfahren realisiert werden kann.

Beim horizontalen Bandgießen (Abbildung 3.23) wird der flüssige Stahl nicht zu Brammen, sondern in 10 bis 20 mm dünne Bänder gegossen, die sich bereits den gewünschten Blechdicken annähern. Dazu wird der Stahl auf ein mitlaufendes, durch stetige Wasserzufuhr gekühltes Förderband gegossen. Danach wird das Band durch Rollen geglättet und mit einem in der Höhe verstellbaren Looper auf eine bestimmte Fließgeschwindigkeit eingestellt. Das Band wird dabei in einer Argon-Atmosphäre vor Umgebungsmedien geschützt, um eine Oxidation zu vermeiden. Schließlich erfolgt eine Aufwicklung zu Coils. Die Energieeinsparung dieses Verfahrens gegenüber dem konventionellen Verfahren beträgt 60 %. Weiterhin minimiert das horizontale Gießen auf das mitlaufende Band Spannungen im erstarrenden Gefüge und ist somit besonders für den rissempfindlichen FeMn-Stahl geeignet. [SCH14, ROS09]

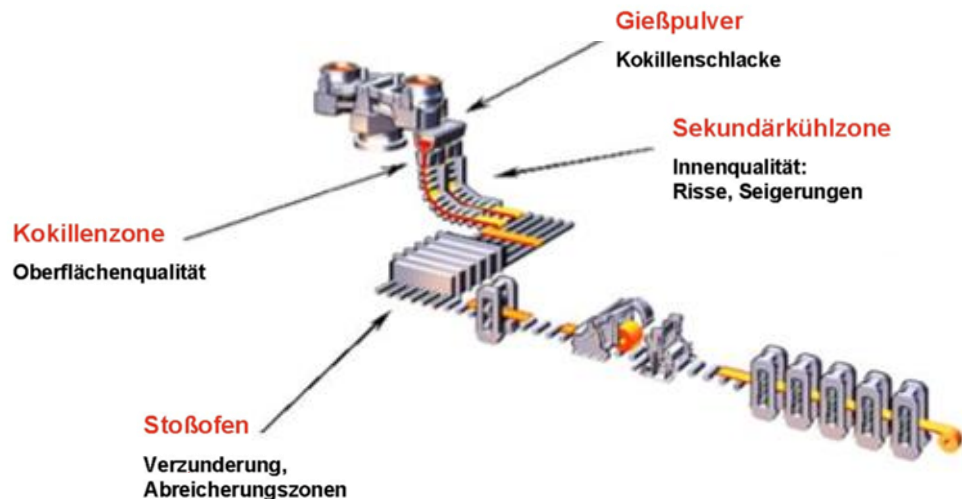


Abbildung 3.22: Brammenstranggießanlage – Problemkreise für hochmanganhaltige Stähle [GIG04]

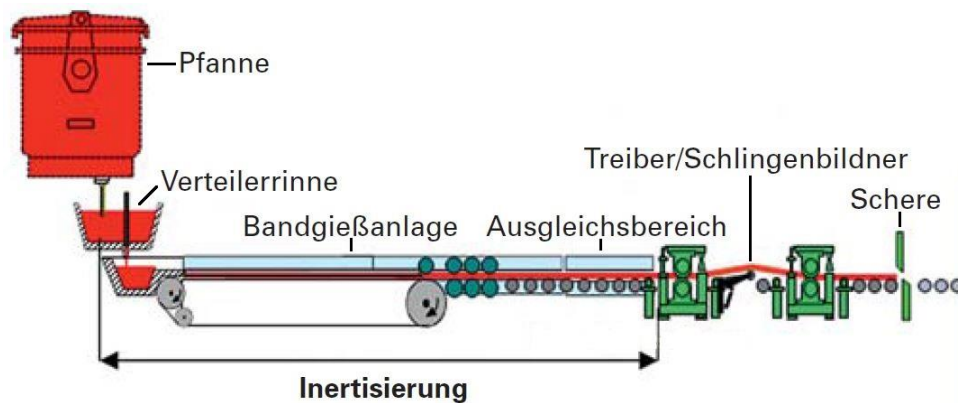


Abbildung 3.23: Schematische Darstellung einer Bandgießanlage nach [ROS09]

Neben der Salzgitter AG, die ihre hochmanganhaltigen Stähle mit HSD® (High Strength and Ductility) bezeichnet und in Kooperation mit Tata Steel arbeitet, beschäftigen sich u. a. die Stahlhersteller ArcelorMittal und ThyssenKruppSteel unter dem Markennamen „X-IP™-Stahl“ [HOF09, BEC08] und der Stahlerzeuger POSCO aus Südkorea mit der Produktion hochmanganhaltiger TWIP-Stähle. [KWO07, KIM08, CHE08].

Bisher werden die TWIP-Stähle nicht oder zumindest kaum in der industriellen Anwendung eingesetzt. Seit kurzem nimmt jedoch die Nachfrage nach Karosserieteilen wie beispielsweise Radkästen, Längs-, Quer- und Armaturenrägern, A- und B-Säulen, Stoßstangen etc. seitens der Automobilhersteller kontinuierlich zu. Eine der ersten kommerziellen Anwendungen in der Automobilkarosserie ist seit 2012 ein von POSCO gelieferter Stoßstangenträger, der von Fiat im Kleinstwagen Panda der dritten Generation eingesetzt wird, wodurch bereits knapp 30 % Gewicht eingespart wird. [NAM13]

3.3 Grundlagen der Flüssigmetallversprödung

Die Flüssigmetallversprödung ist auch bekannt unter den Begriffen Lot- oder Löttrissigkeit, Lot- oder Lötbruch oder durch Flüssigmetall dehnungsinduzierte Spannungsrisskorrosion. Im Englischen werden meistens die Fachtermini Liquid Metal (Induced) Embrittlement (LME, LMIE) und Liquid Metal (Assisted) Cracking (LM(A)C) gebraucht. Der Begriff Löttrissigkeit stammt möglicherweise aus Versagenserscheinungen bereits gelöteter Verbindungen [ROS10]. All diese Schlagwörter bezeichnen denselben Schadensmechanismus, sodass in dieser Arbeit nachfolgend der in der Literatur am häufigsten verwendete Begriff „LME“ verwendet wird.

Bei der LME handelt es sich um ein Phänomen, durch das duktile Werkstoffe durch Kontakt mit einem im flüssigen Zustand vorliegenden Metall durch Korngrenzenpenetration verspröden, ihre mechanisch-technologischen Kennwerte schlagartig abnehmen, es zum Verlust der Bruchdehnung sowie -festigkeit kommt und dies oft bereits sogar vor Erreichen der Streckgrenze [KAM87, NIC79]. Eine schematische Darstellung der Korngrenzenpenetration ist Abbildung 3.24 zu entnehmen.

Obwohl die LME Objekt vieler Untersuchungen war und ist, sind die sie betreffenden Mechanismen noch nicht ausreichend erforscht. Die Wissenschaft ist sich jedoch weitestgehend einig, dass es vier Voraussetzungen für das Auftreten der LME gibt. Dazu gehören Belastungen, das angegriffene feste Metall, das als Verspröder wirkende flüssige Metall sowie bestimmte Umgebungsbedingungen [KIN04, BEN86, BOY85, SHU74, BUC73, HER77, JAM09]. Diese sind in einer schematischen Übersicht in Abbildung 3.25 gezeigt.

3.3.1 Geschichte

Bereits 1874 wurde von Johnson der Zähigkeits- und Bruchdehnungsverlust von Eisen und Stahl in Kontakt mit flüssigen Metallen beobachtet [JOH74]. Huntington untersuchte 1914 die Versprödung von Messing durch Quecksilber [HUN14]. 1939 bemerkte Rädker den schädigenden Einfluss von Zink auf Stahl bei der Feuerverzinkung. [RÄD39] Eldred untersuchte

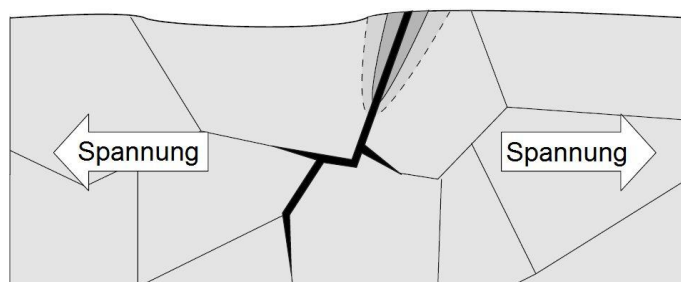


Abbildung 3.24: Schematische Darstellung der Korngrenzenpenetration durch LME nach [ROS10]

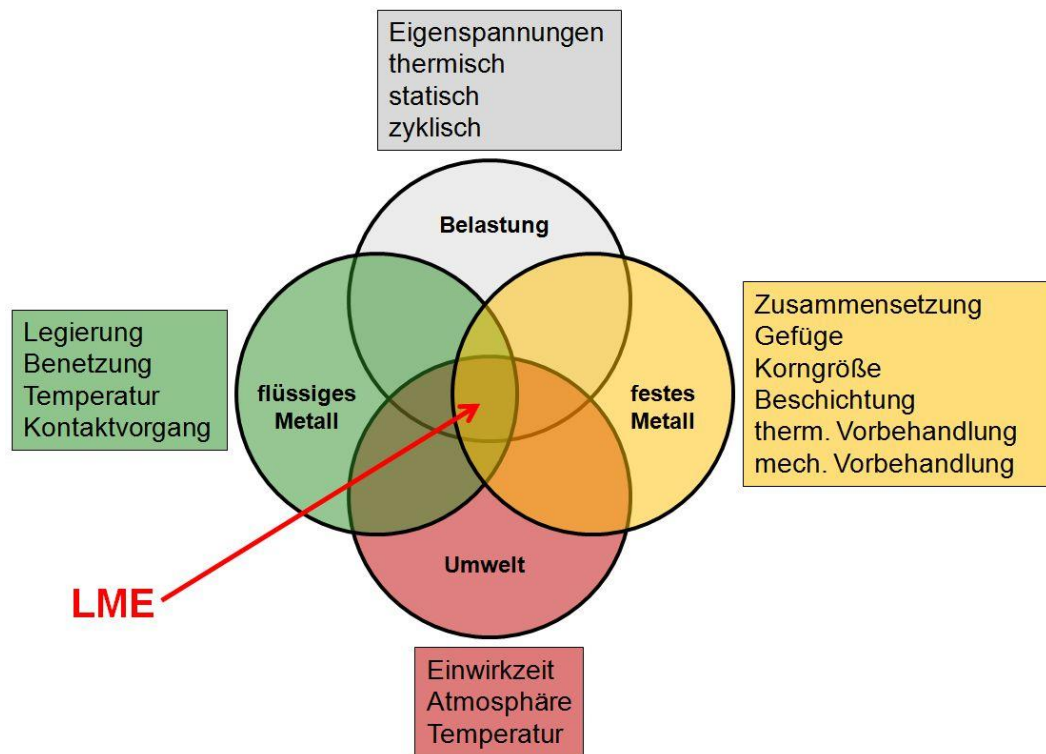


Abbildung 3.25: Bedingungen für das Auftreten der Flüssigmetallversprödung (LME) nach [KIN04, BEN86, BOY85, SHU74, BUC73, HER77, JAM09]

1955 die Wechselwirkung zwischen festen und flüssigen Metallen und Legierungen [ELD55]. 1960 untersuchten Rostocker et al. umfassend die Versprödung durch flüssige Metalle [ROS60]. Stoloff führte 1968 Studien der Ober- und Grenzflächen durch und 1973 untersuchte Kamdar ebenfalls die Versprödung durch flüssige Metalle. [STO68, KAM73] Obwohl bereits seit über 140 Jahren zahlreiche Untersuchungen zum Mechanismus der LME durchgeführt wurden, ist das Verhalten der Werkstoffe noch nicht ausreichend bekannt.

3.3.2 Schadensfälle

1975 kam es in einem britischen Chemiewerk durch einen Angriff von flüssigem Zink auf eine Rohrleitung aus nichtrostendem Stahl zu einem Unglück, das viele Menschen das Leben kostete. 1976 wurde ein Flugzeug durch flüssiges Gallium beschädigt. [NIC79]

1977 wurde beim Zusammenbau einer 105 mm M68 Kanone Blei als Schmiermittel galvanisch aufgebracht. Bei der abschließenden Wärmebehandlung wurde das Blei schmelzflüssig und verursachte durch LME induzierte Risse im Rohr, wodurch es als Ausschuss deklariert werden musste. [KAM77]

Aus militärischer Sicht kann die LME auch Vorteile bieten. So wurde bereits 1978 von Walker und Steward ein Patent angemeldet (Patent No. US 4120701 A), in dem Projektile, bestehend aus einer Quecksilber-Legierung mit geringer Zugabe von Indium und Lithium, durch ihre versprödende Eigenschaft Stahlpanzerungen beim Auftreffen durchdringen sollten.

Es gibt zudem viele Beispiele aus dem Bereich der Maschinenelemente, bei denen LME aufgetreten ist. Bei Fertigungs- und Montageprozessen können durch niedrig schmelzende Einbettmassen, Metallstaub oder Schmelztropfen Risse in den zu bearbeitenden oder zu montierenden Bauteilen entstehen. Weiterhin kann es durch Aufschmierungen von versprödenden Werkstoffen wie Messing oder Kupfer durch Spann- oder Montageeinrichtungen auf das empfindliche Bauteil zu Rissen kommen. [ROS10]

3.3.3 Prüfmethoden

Die Anfälligkeit eines Metalls für die LME kann durch verschiedene Techniken simuliert werden. Es können Eintauchversuche des festen Metalls in das flüssige Metall, Tropfenbenetzung des flüssigen Metalls auf der festen Metalloberfläche oder Dampfkondensation des versprödenden Metalls auf dem festen Metall (Bildung eines flüssigen Films) durchgeführt werden [MAR01]. Weiterhin gibt es auch Sonderfälle wie das Einbringen eines radioaktiven Tracers in die Probe [ROQ73], das Beobachten der Probe im Transmissionselektronenmikroskop [HUG00] und Synchrotron-Mikrotomographie [LUD00]. Am weitesten verbreitet sind Eintauchversuche, bei denen Proben in Kontakt mit flüssigem Metall sind und nachfolgend die Bruchflächen analysiert werden. Solche Versuche wurden an allen erdenklichen Metallkombinationen vorgenommen. Beispielsweise wurden austenitische, martensitische, ferritische, hochfeste und nichtrostende Stähle sowie Aluminium, Kupfer, Messing, Nickel, Magnesium oder Titan in flüssigem Quecksilber, Kadmium, Gallium, Lithium, Natrium, Blei, Zinn, Zink, Wismut, Kupfer, Silber, Indium, Tellur, Antimon, Messing, Bronze etc. untersucht. [FER94, FER96, FER97, LEG00, SAM00, NIC01, CLE03, GLA04, BOS07, RAE53, ROS60, HAN71, FRI78, OLD78, OLD80, LYN88b, LIU99, HUN14, NIC79, KAM77, ROS10, GLA03, GLA04, BEN86, FER94, LAN89, POA03, FRI07]

3.3.4 Bruchmodus

Die Ausbreitungsgeschwindigkeit der durch Flüssigmetall induzierten Risse kann einige Millimeter bis zu mehrere Meter pro Sekunde betragen [KAM87, ROS60, BOS05].

Da an der LME Korngrenzenmechanismen beteiligt sind, erfolgen die auftretenden Brüche meistens interkristallin längs der Korngrenzen. In der Literatur wurden verschiedene Versagensarten in Abhängigkeit der Metallpaarung fest/flüssig beobachtet. Es traten sowohl spröde, duktile als auch Mischbrüche auf. [LEG00, NIC01, FER96, MAR01, SAM00, GLA03, FER97, SKE94, KAM87]

Für eine bestimmte fest/flüssig-Kombination können in Abhängigkeit der Zugfestigkeit des festen Metalls und der Temperatur des flüssigen Metalls unterschiedliche Rissformen auftre-

ten. So wurde in [CLE03] ein CrMo-legierter Vergütungsstahl in flüssigem Zinn getestet, der mit unversprödeten duktilen Brüchen, Scherbrüchen, Scherbrüchen mit kleinen Querrissen am Probenrand und Sprödb Brüchen durch die LME, vier verschiedene Bruchtypen zeigte.

3.3.5 Kontaktvorgang

Die LME kann nur auftreten, wenn es einen Kontakt zwischen dem festen und dem die Versprödung auslösenden flüssigen Metall gibt. Dieser Kontakt wird durch das Gleichgewicht der Korngrenzenspannungen σ_{KG} und fest-flüssig Grenzflächen σ_{FF} beeinflusst. Die entsprechenden Energien hängen von den jeweils betrachteten Korngrenzen und der Temperatur ab. Korngrenzen mit hoher Energie können leichter von einem flüssigen Metall durchdrungen werden. Unter bestimmten Bedingungen kann das flüssige Metall in das feste Metall entlang der Korngrenzen eindringen. Dieses tritt am Schnittpunkt der beiden Spannungskurven σ_{KG} und $2\sigma_{FF}$ an einer Benetzungsübergangstemperatur $T_{BÜ}$ auf, vgl. Abbildung 3.26. Oberhalb dieses Punktes kann die Korngrenze des festen Metalls nicht mehr im Gleichgewicht mit der flüssigen Phase existieren und wird durch einen interkristallinen Film aus flüssigem Metall substituiert. Gleichung 3.3 beschreibt die notwendige Bedingung. [STR92, HUG99, KOB06]

$$\sigma_{KG} \geq 2 \sigma_{FF} \quad (3.3)$$

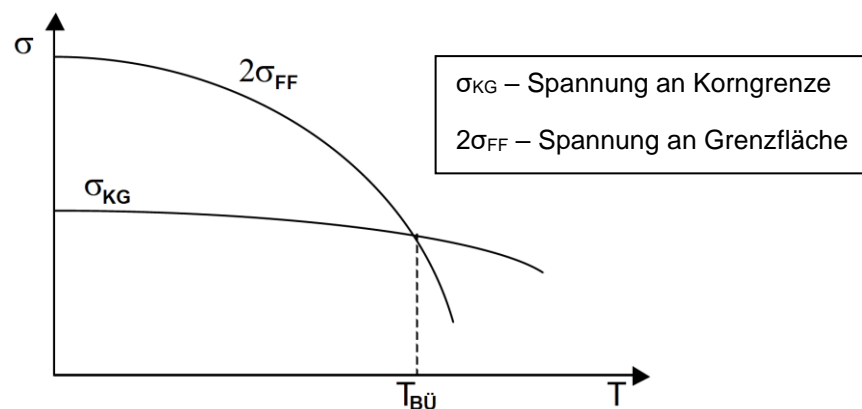


Abbildung 3.26: Grenzflächenenergie in Abhängigkeit der Temperatur nach [STR92]

Eine Benetzung der Korngrenzen ist Grundvoraussetzung für das Auftreten der LME, da diese sonst nicht ausgelöst werden kann [LEG00]. Unter bestimmten Umständen kann die LME auch in Abwesenheit einer flüssigen Metallphase auftreten. So können Versprödungen auftreten, wenn das flüssige Metall bereits vor mechanischen Versuchen in die Korngrenzen eingedrungen und erstarrt ist [INA04].

Die Zusammensetzungen von festen und flüssigen Metallen beeinflussen erheblich das Auftreten der LME, da die Wechselwirkung fest/flüssig durch Parameter wie beispielsweise die Grenzflächenenergie oder das Löslichkeitsverhalten verändert wird. So können bereits ge-

ringe Veränderungen in der Legierungszusammensetzung zu einer Verhinderung, Auslösung oder sogar Verstärkung der LME führen. [WES69]

3.3.6 Festes Material

Den größten Einfluss auf die LME hat das angegriffene feste Material. Für seine Anfälligkeit für die LME spielen Faktoren wie die Legierung, das Gefüge inkl. Kornorientierung und -größe, eine eventuelle Beschichtung sowie thermische und/oder mechanische Vorbehandlungen eine große Rolle. Die LME wird zudem begünstigt, wenn die Oberfläche sauber und frei von Oxidschichten ist. [HER12]

Auch durch Ausscheidung von niedrig schmelzenden Elementen innerhalb des Gefüges an den Korngrenzen kann LME auftreten. Beobachtet wurde dies z. B. bei Blei- oder Galliumausscheidungen in Al-Legierungen [SEN14] oder Phosphor-, Zinn-, und Antimonausscheidungen in Stählen. [LV10, LEJ10, DIN76]

Da im kubisch-raumzentrierten Kristallgitter Spannungskonzentrationen leichter gebildet werden können als im kubisch-flächenzentrierten Gitter, sind sie üblicherweise empfindlicher für die LME. Allerdings kann im kfz-Gitter eine Versprödung auftreten, wenn Hindernisse (z. B. Korngrenzen oder Zwillinge) Versetzungen behindern. [LAS81]

Je mehr Hindernisse vorhanden sind und je größer die Fehlorientierung zwischen benachbarten Körnern ist, umso höher sind Streckgrenze und Härte des Materials und umso anfälliger ist schließlich das Gefüge für die LME. [CAL13, FER97]

3.3.7 Temperatur

Im Allgemeinen setzt die LME am Schmelzpunkt des versprödenden Metalls ein. Untersuchungen von [KEN58, KEN71] und [HIL73] zeigen jedoch auch Versprödungen unterhalb der Schmelztemperatur im festen Zustand, wo beispielsweise Kadmium als Verspröder wirkte. Es wurde jedoch auch beobachtet, dass die Versprödung erst bei der doppelten Schmelztemperatur eines versprödenden Materials einsetzt [GLA03].

3.3.8 Belastung

Um LME auszulösen, müssen auf das Material äußere oder innere Belastungen wirken. Diese können in Form von statischen und/oder zyklischen mechanischen Spannungen von außen oder durch Eigenspannungen, hervorgerufen durch Korngrenzen und andere Hindernisse, den Gießprozess, durch Wärmebehandlung oder Bearbeitungsvorgänge im Inneren des Materials wirken. Bereits ein Vorrecken von Proben kann eine Versprödung zeigen. [ROS10, HAN71]

3.3.9 Einwirkzeit

Äußere Einflüsse wie die Umgebungstemperatur, die Einwirk- bzw. Angriffszeit des flüssigen Metalls sowie die Atmosphäre haben Auswirkungen auf die LME. Allerdings sind die Angaben in der Literatur widersprüchlich. Kamdar sieht keinen Einfluss der Angriffszeit des flüssigen Metalls vor Zugversuchen auf das LME-Auftreten, wohingegen Glasbrenner et al. und Bosch et al. eine Vergrößerung des LME-Vorkommens mit steigender Kontaktzeit ermitteln konnten. [KAM87, GLA03, BOS07]. Die Einwirkzeit wird in der Arbeit untersucht werden.

3.3.10 Versprödung des Stahls durch Zink

Versprödung von Stahl durch Zink kann während des Galvanisierens oder während des Schweißens bei hohen Temperaturen auftreten. Die FeMn-Stähle besitzen grundsätzlich keinen ausreichenden Korrosionsschutz und müssen daher verzinkt werden. Durch den hohen Mangangehalt und die damit einhergehende Oxidschichtbildung beim Glühprozess können die Werkstoffe nicht feuerverzinkt werden und müssen galvanisch beschichtet werden. [STE07]

Der schädigende Einfluss von Zink auf Stahl wurde schon 1939 bei der Feuerverzinkung bemerkt [RÄD39]. Seitdem wurden viele Studien, um die Versprödung von Stahl durch Zink zu untersuchen, durchgeführt.

Körber entwickelte in seiner Dissertation ein Prüfverfahren zur Untersuchung der Einflussgrößen bei der Rissbildung von Bauteilen aus Stahl in Zinkschmelzen [KÖR13]. Weiterhin wurden systematisch die Einflüsse von Zinklegierungen, die Spannungszustände oder die Temperatur des flüssigen Metalls an verschiedenen Stählen untersucht [VOE07, FEL08].

Horstmann und Wiester bzw. Sjoukes untersuchten den Einfluss von Zinkschmelzen auf mangan-, aluminium- und siliziumhaltiges Eisen und ermittelten eine stärkere Anfälligkeit für LME bei unlegiertem im Vergleich zu legiertem Eisen. Da Silizium und Mangan den Effekt mehr als Aluminium auslösten, sollte der Siliziumgehalt so gering wie möglich gehalten werden. [WIE55, HOR56, HOR54, SJO80]

Kim et al. beurteilten Oberflächenrisse in Widerstandspunktschweißnähten eines Zn-beschichteten TRIP-Stahls auf die Ermüdungsfestigkeit und stellten Lösungsansätze zur Reduzierung der Risse vor. So seien ein reduzierter Energieeintrag, die Vermeidung von intermetallischen Cu-Zn-Phasen durch Anschmelzungen der Elektroden und ein Vorimpuls hilfreich, um die Risse zu reduzieren. [KIM14]

Lee et al. untersuchten die LME bei verzinkten pressgeharteten Stählen in Abhängigkeit von aufgetragenen Belastungen. Hierzu wurde ein Versuchskörper gezielt belastet, um Zonen mit unterschiedlichen Einflüssen auf das Gefüge, die Zinkbeschichtung und Festigkeit zu erhalten. Sie kommen zu dem Urteil, dass die LME erst ab einer kritischen Belastung auftritt. [LEE15]

Vervisch betrachtet als mögliche Einflussfaktoren die Vorbearbeitung des Stahls vor dem Galvanisieren und anschließendem Schweißen, die Art des Galvanisierungsverfahrens und die zu schweißende Stahlsorte. Anhand von Experimenten kommt er zu dem Ergebnis, dass ein Vorbeizen des Stahls vor der Zinkbehandlung zusätzlich zur Auftrittswahrscheinlichkeit der LME beiträgt. In den hierbei gebildeten Rissen sammeln sich zusätzlich zum Zink auch Sn und Bi. Diese Zinklegierungselemente haben jedoch unabhängig vom verwendeten Galvanisierungsverfahren keinen festzustellenden Einfluss auf die Eintrittswahrscheinlichkeit der LME. [VER09]

Die untersuchten Parameter von Beal schlossen den Abstand der zu schweißenden Bleche, sowie die Stoßzeit und Wärmeeinwirkung ein. Durch Experimente mit Platzhaltern zwischen und unter den geschweißten Stahlblechen kam sie zu dem Schluss, dass diese keinen nachvollziehbaren oder simulierbaren Einfluss auf den entstehenden Schweißpunkt haben. Auch bewusst aufgetragene Oberflächenfehler führen nicht zu einer kontrollierten Bildung von LME-Rissen. Bei stärkeren Spannungsschüben und Kräften liegen deutlich extremere Bedingungen als in den Experimenten zuvor vor, sodass es in jedem Fall zu einer Rissbildung kommt. [BEA11]

3.3.11 Modelle

Es gibt verschiedene Modelle, die die durch die LME ausgelöste interkristalline Rissausbreitung beschreiben.

Das auf Flüssigkeitsstrom basierende Modell von Clegg ist ein analytisches Modell zur Beschreibung der Rissausbreitungsrate des flüssigen Metalls in die Rissspitze. Die Annahme ist, dass die Rissausbreitungsgeschwindigkeit durch viskose Verluste im flüssigen Metall gesteuert wird. [CLE01]

Das Auflösung-Diffusions-Modell (Dissolution Diffusion Model) von Robertson und Glickman besagt, dass die Adsorption des flüssigen durch das feste Metall zu Auflösungserscheinungen und Diffusion führt. Unter Belastung bewirken diese Prozesse Rissbildung und -ausbreitung. [ROB66, GLI78, HER12]

Das Sprödbbruch-Modell (Brittle Fracture Model) von Stoloff und Johnston sowie Westwood und Kamdar zeigt, dass die Adsorption der flüssigen Metallatome an der Riss Spitze die atomaren Bindungen schwächt und so eine Rissausbreitung auftritt. [STO63, WES63, KAM83]

Das Modell des Eindringens von flüssigen Metallatomen (Liquid Metal Penetration Model) von Gordon geht davon aus, dass die Atome des flüssigen Metalls entlang der Korngrenzen in den Werkstoff eindringen und unter Spannung zu einer Rissausbreitung führen. [GOR82]

Auch das Modell des duktilen Versagens (Ductile Fracture Model) von Lynch und Popovich besagt, dass die Adsorption der flüssigen Metallatome zu einer Schwächung der atomaren Bindung und Versetzungskeimbildung führt, die sich unter Belastung bewegen, anhäufen und zu einer Verfestigung beitragen. Schließlich erfolgt ein duktiler Versagen des Werkstoffs. [LYN88a, POP87]

Im Jahr 2011 wurde das Doppelschichtige-Grenzphasen-Bruch-Modell (Bilayer Interfacial Phase Fracture Model) von Luo et al. vorgestellt. In diesem wurden Bismutatome in eine Nickelprobe eingebracht und beobachtet, dass eine doppelschichtige Grenzphase die zugrundeliegende Ursache der Versprödung sei. [LUO11]

Das jüngste Modell wurde von Lee et al. 2015 vorgestellt und beschäftigt sich mit verzinktem Mangan-Bor-Vergütungsstahl. Dieses Modell führt die Austenit/Ferrit Umwandlung auf die Versprödung zurück und gibt einen Ansatz, warum austenitische Werkstoffe besonders empfindlich sind:

1. Zink-Diffusion in den Austenitkorngrenzen
2. Die Diffusion von Zink aus dem Austenitkorngrenzenbereich in die umgebende austenitische Matrix
3. Austenit-zu-Ferrit-Umwandlung des Korngrenzenbereichs, die aufgrund der geringen Löslichkeit von Zink in Austenit bewirkt wird
4. Interkristalline Rissbildung der Region um die Korngrenzen, die zu α -Fe (Zn) umgewandelt wurde, wenn eine äußere Spannung angelegt worden ist

Aus folgenden Gründen kann die dünne α -Fe (Zn) Korngrenzenschicht leicht gebildet werden und rissanfällig sein:

- a) die Zink-Diffusion ist schneller in Ferrit als in Austenit
- b) Zink ist ein starker Ferritstabilisierer [DEC11a, OIK82]
- c) die Festigkeit und die Kaltverfestigung von Ferrit sind niedriger als die des Austenits bei der allotropen Umwandlungstemperatur [SUZ84, SEO99]

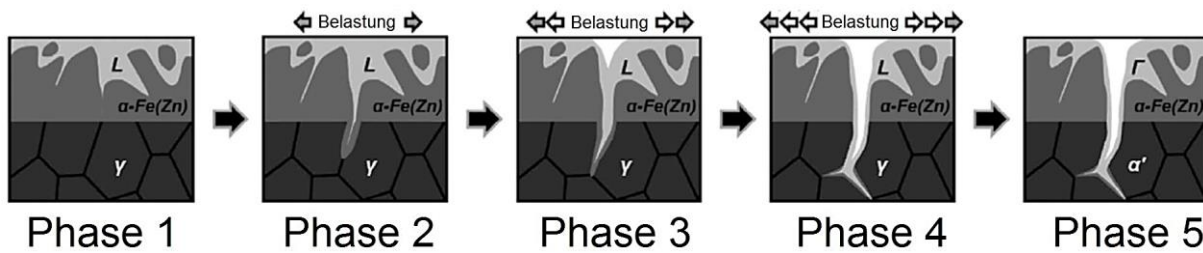


Abbildung 3.27: Schematischer Mechanismus der Flüssigmetallversprödung von 22MnB5-Stahl [LEE15]

Der schematische Mechanismus der LME in α -Fe (Zn) ist in Abbildung 3.27 dargestellt. Die Rissbildung erfolgt in 5 Stufen (Phase 1-5). In der ersten Phase liegt das Zink schmelzflüssig auf der Oberfläche vor. In Phase zwei wirkt eine Belastung auf den Werkstoff. Eindiffundiertes Zink dringt entlang der Korngrenzen in das austenitische Gefüge ein und wird durch Zinkdiffusion in Ferrit umgewandelt. In der dritten Stufe kommt es zu einem weiterführenden Eindringen in die Austenitmatrix durch den Kapillareffekt. Dieser Effekt erfolgt solange, bis die Belastung entfernt wird. Durch eine Beobachtung bei Raumtemperatur von Γ -Fe₃Zn₁₀ an der Rissspitze ist es möglich, die Ausdehnung des flüssigen Zinks an der Rissspitze bei hohen Temperaturen zu beobachten (Stufe 4). In Phase 5 wandelt das flüssige Zink in Γ -Fe₃Zn₁₀ um und der Austenit nach dem Presshärten in Martensit. [LEE15]

[KUN07a] geht von der Annahme aus, dass sich Zn-Al-Phasen bilden und somit das Aluminium den ausschlaggebenden Anteil an der Rissbildung hat.

Viele der Beobachtungen können durch die Modelle vorhergesagt werden. Eine quantitative Voraussage der LME ist bis jetzt jedoch nicht möglich.

4 Versuchswerkstoffe

Für die Untersuchungen im Rahmen dieser Arbeit werden zwei hochmanganhaltige TWIP-Stähle verwendet. Es handelt sich um eine Legierungsvariante auf Fe-Mn-Al-Si-C-Basis (als FeMn1 bezeichnet) mit einer Blechstärke von 1,5 mm und eine auf Fe-Mn-Al-C-Basis (als FeMn2 bezeichnet) mit einer Stärke von 1,7 mm. Als Referenzwerkstoffe werden zwei herkömmliche, hochlegierte CrNi-Stähle (1.4301 und 1.4376) in 1,5 mm Blechdicke verwendet, wobei der 1.4376 aufgrund seiner bekannten LME-Anfälligkeit ausgewählt wurde. Die Versuchswerkstoffe werden grundsätzlich mit einem konventionellen ferritischen Stahl verschweißt, da dies auch im Wesentlichen die Fügeaufgabe beim späteren Einsatz der FeMn-Stähle im Karosserierohrbau sein wird. Hierfür wurde der Feinkornbaustahl HX340LAD+Z (Werkstoffnummer 1.0933), ebenfalls in 1,5 mm Stärke, der ein feinkörniges ferritisch-perlitisches Gefüge mit sehr fein verteilten Ausscheidungen aufweist, im verzinkten Zustand gewählt. Das Kürzel „+Z“ hinter der Werkstoffbezeichnung weist in dieser Arbeit auf eine Oberflächenveredelung in Form einer Zinkbeschichtung hin. Eine Übersicht der Versuchswerkstoffe im Bruchdehnungs-Streckgrenzen-Diagramm zeigt Abbildung 4.1.

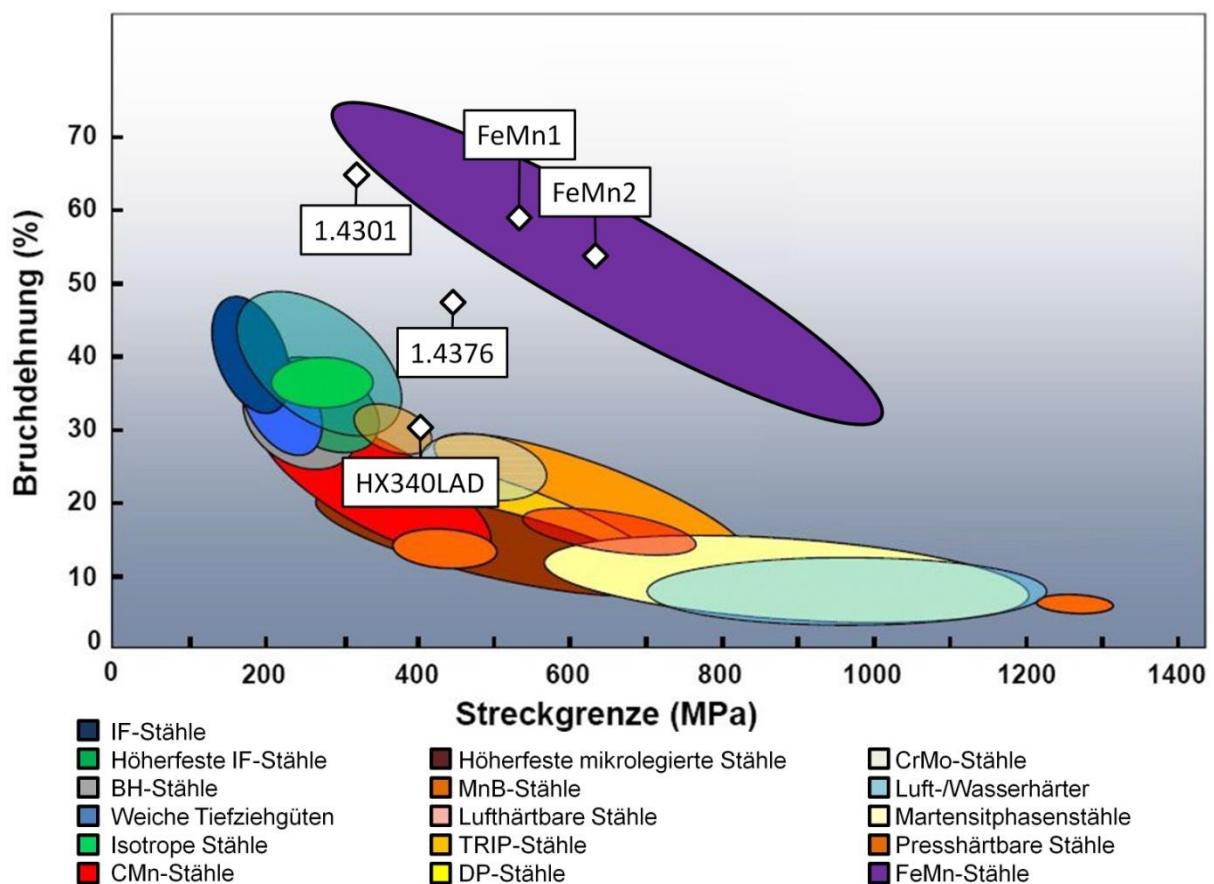


Abbildung 4.1: Übersicht der Versuchswerkstoffe im Bruchdehnungs-Streckgrenzen-Diagramm nach [SCH09]

Zunächst wurden chemische Analysen der Versuchswerkstoffe durchgeführt und die mechanisch-technologischen Kennwerte bei Raumtemperatur ermittelt. Die Ergebnisse zeigen Tabelle 4.1 und Tabelle 4.2.

Neben diesen konventionellen mechanisch-technologischen Eigenschaften wurden für die numerische Simulation der Widerstandspunktschweißungen zusätzliche Versuche zur Ermittlung von Kennwerten durchgeführt, da die Werkstoffeigenschaften der hochmanganhaltigen Stähle nicht in der Materialdatenbank der Software vorhanden waren. Diese sind in Kapitel 7 beschrieben.

Tabelle 4.1: Chemische Zusammensetzung der Versuchsstähle in Gewichtsprozent

Werkstoff	Chemische Zusammensetzung in Gewichtsprozent (Gew.-%)									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Al	P	S	Ti	Mo
FeMn1	0,59	2,01	15,5			2,2		0,001		
FeMn2	0,63	0,19	14,9			2,3		0,001		
1.4301	0,034	0,34	1,28	18,20	8,05		0,031	0,0020		
1.4376	0,025	0,46	6,76	17,43	4,03		0,029	0,0008	0,001	0,23
HX340LAD+Z	0,054	0,015	0,855			0,032	0,009	0,004	0,13	

Tabelle 4.2: Mechanisch-technologische Eigenschaften der Versuchsstähle bei Raumtemperatur

Werkstoff	Blechstärke in mm	Dehngrenze $R_{p0,2}$ in MPa	Zugfestigkeit R_m in MPa	Bruchdehnung A_{80} in %	Dichte in g/cm ³
FeMn1	1,5	592	986	60	7,41
FeMn2	1,7	626	984	54	7,56
1.4301	1,5	300	599	64	7,91
1.4376	1,5	466	758	48	7,78
HX340LAD+Z	1,5	405	471	30	7,81

5 Versuchsanlagen

Neben der Widerstandspunktschweißanlage werden zwei am Institut für Schweißtechnik und Trennende Fertigungsverfahren entwickelte und in Betrieb genommene Geräte für die Versuche verwendet. Zum einen ein Schweißsimulator zur Durchführung von schweißprozessunabhängigen Erwärmungs- und Abkühlversuchen und zum anderen eine Warmzugs simulationsanlage, womit Proben zusätzlich zur mechanischen Zug- oder Druckbelastung unter einer definierten Temperatur beansprucht werden können. Die verwendeten Prüfanlagen (Universalzugprüfmaschine, Resonanzprüfmaschine etc.) werden im Anhang beschrieben.

5.1 Widerstandspunktschweißanlage

Zum Widerstandspunktschweißen der Versuchswerkstoffe wird die Wechselstrom-Ständerpunktschweißmaschine DALEX PMS 11-3 mit Steuerung vom Typ MPS 15043 IQ verwendet, s. Abbildung 5.1. Die maximale pneumatisch erzeugte Elektrodenkraft der Maschine beträgt 6,0 kN, die Nennleistung 50 kVA bei einer Einschaltdauer von 50 %. Die weiteren technischen Daten sind in Tabelle 5.1 dargestellt.

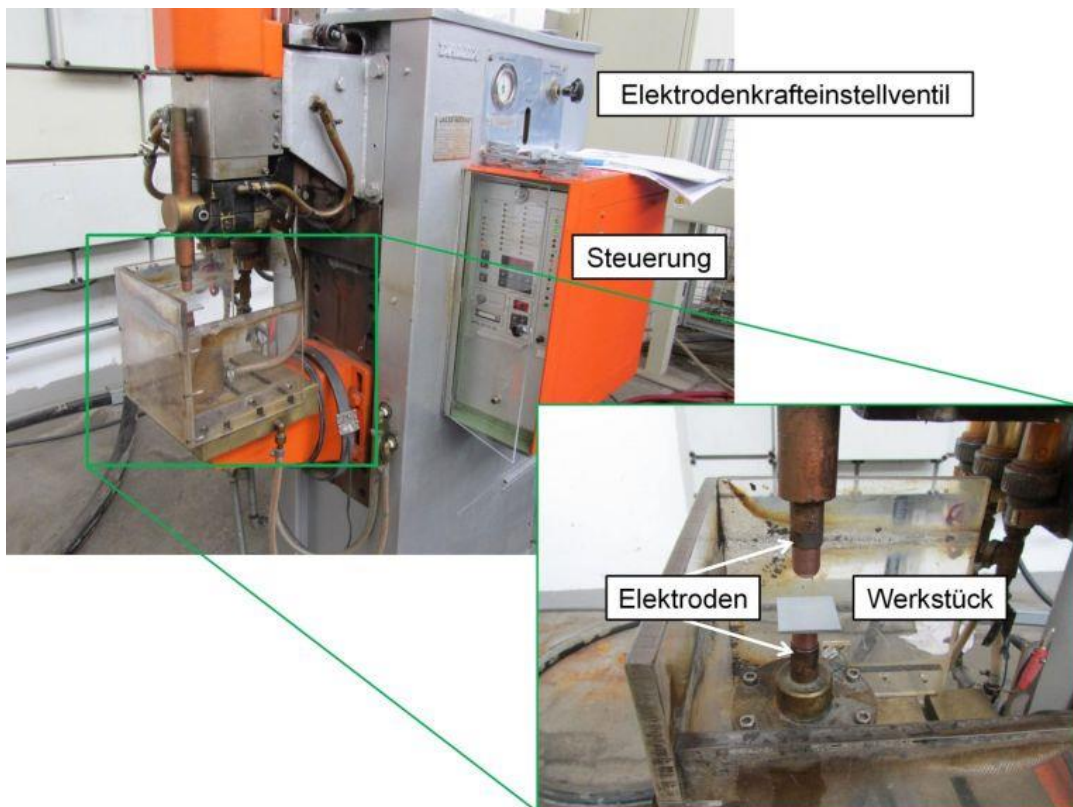


Abbildung 5.1: Widerstandspunktschweißanlage DALEX PMS 11-3

Tabelle 5.1: Technische Daten der Widerstandspunktschweißmaschine Dalex PMS 11-3

Modell	PMS 11-3
Hersteller	DALEX Schweißmaschinen GmbH & Co. KG
Anschlussleistung	149 kVA
Nennleistung	80 kVA bei 50 % Einschaltdauer
Dauerleistung	56,5 kVA
Nenn-Frequenz	50 Hz
Nenn-Betriebsstrom	10,6 kA
Dauerstrom	7,5 kA
Höchst-Schweißstrom	25,8 kA
Krafterzeugung	pneumatisch
Elektrodenkraft max.	6,0 kN
Ausladung	550 mm

5.2 Schweißsimulator

Der Schweißsimulator arbeitet grundsätzlich nach dem Prinzip eines Dilatometers und besteht aus folgenden Elementen: Versuchskammer, HF-Generator, Prozesssteuerung, Schutz- und Kühlgaszuführung sowie einer Wasserzuführung, siehe Abbildung 5.2.

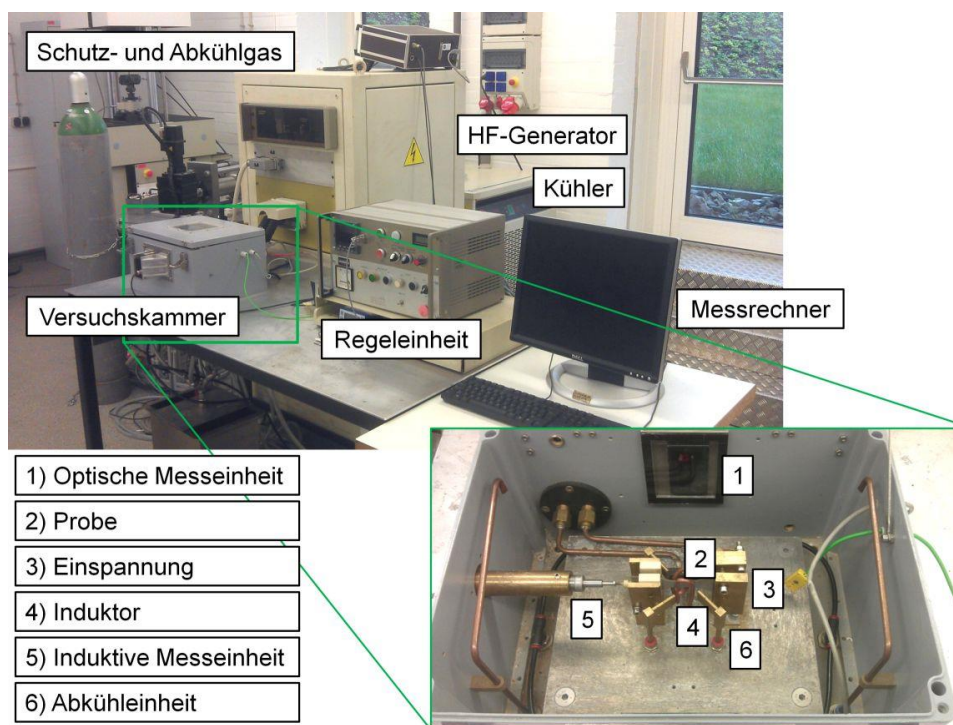


Abbildung 5.2: Schweißsimulator

Über einen hochfrequenten Wechselstrom mit einer Frequenz von 100 kHz und einer maximalen Leistung von 20 kW wird eine in einer Fest-Los-Lagerung eingespannte Probe durch einen Induktor berührungslos homogen mittig über eine Länge von 10 mm erwärmt. Je nach Probenwerkstoff und -größe können Erwärmungsraten von 600 K/s erreicht werden. Über

laseroptische und induktive Messsysteme können Breiten- und Längenänderungen der Probe detektiert werden. Um die Probe vor Umgebungseinflüssen zu schützen, wird die Versuchskammer vor dem Versuch mit Schutzgas gefüllt und die Restsauerstoffkonzentration über einen O₂-Sensor gemessen. Die Regelung der Erwärmungs- und Abkühlvorgänge erfolgt über den Regler 2704 der Firma Eurotherm. Die Abkühlung des Versuchskörpers kann durch Gas oder Wasser beschleunigt werden, wobei maximale Abkühlraten von 3000 K/s mit Wasser erreicht werden.

5.3 Warmzuganlage

Die Wärmeeinbringung in die Probe erfolgt bei der Warmzuganlage über den bereits beim Schweißsimulator genannten HF-Generator. Der Versuchskörper wird in eine Fest-Fest-Anordnung eingespannt und mit einer definierten Geschwindigkeit (standardmäßig 1 mm/min) gezogen. Die Probendicke beträgt üblicherweise 1,5 mm, kann aber bis zu 5 mm betragen. Die Kraftmessdose kann Kräfte bis 20 kN aufnehmen. Die erreichbare Spitzentemperatur ist materialabhängig. Die Längenänderung wird über induktive Wegaufnehmer gemessen. Die Messwerte von Zeit, Temperatur, Kraft und Weg werden mit dem Programm LabVIEW aufgezeichnet. Abbildung 5.3 zeigt die Warmzuganlage.

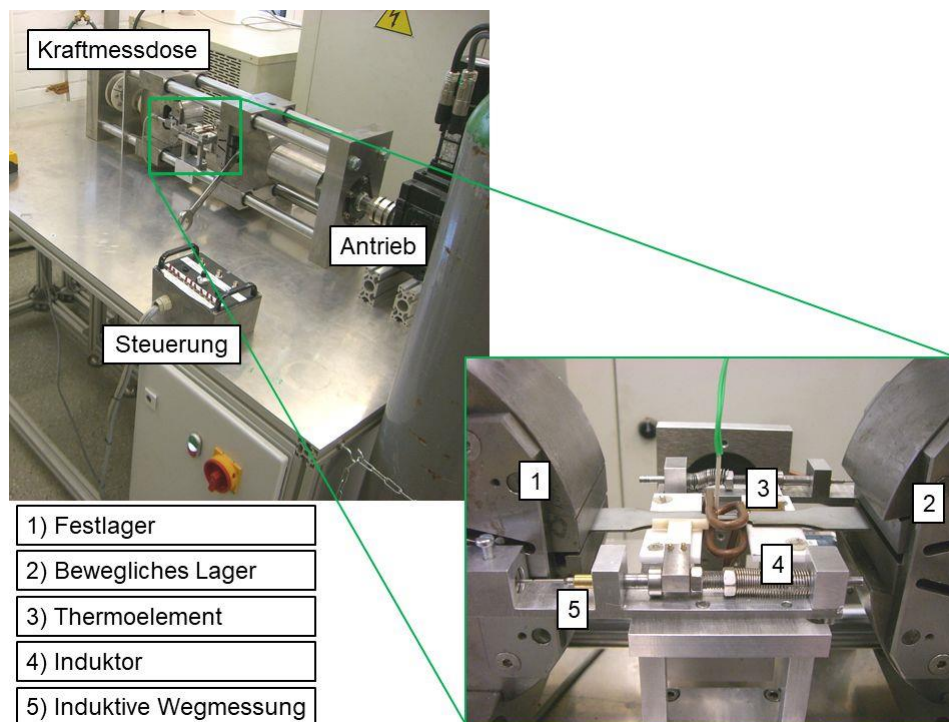


Abbildung 5.3: Warmzuganlage mit Probenraum

6 Probengeometrien

Die Probengeometrien für die Untersuchungen sind im Folgenden beschrieben.

Zur Ermittlung der Schweißbereiche beim Widerstandspunktschweißen werden Überlappproben verwendet. Wie in Abbildung 6.1a gezeigt, besteht die Probe aus zwei Blechen der Größe 60 mm x 45 mm bei einer Überlappung von 45 mm. Die Proben werden durch einen mittig gesetzten Schweißpunkt in der Überlappung gefügt.

Zur Ermittlung der Empfindlichkeit der Werkstoffe gegenüber der LME beim Widerstandspunktschweißen werden 30 mm x 30 mm Proben ohne Überlappung verwendet, vgl. Abbildung 6.1b. Der Schweißpunkt wird mittig auf die Fläche gesetzt.

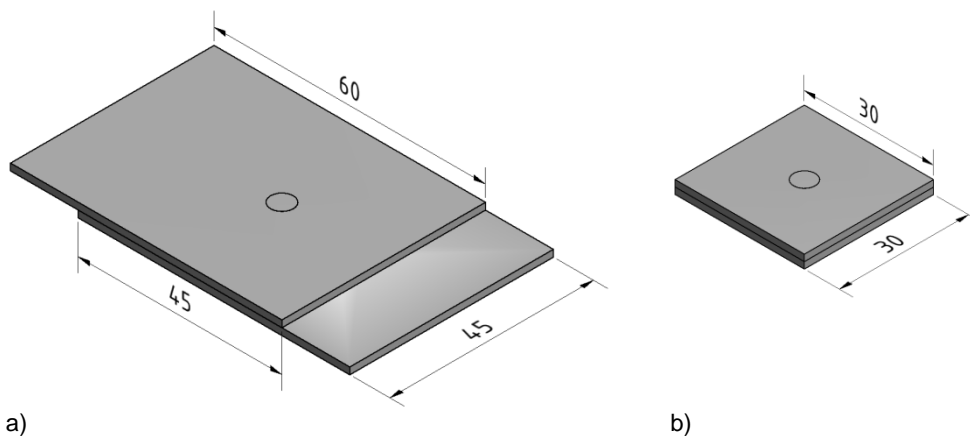


Abbildung 6.1: Geometrien der Überlappprobe zur Schweißbereichsermittlung (a) und der Probe zur Rissuntersuchung beim Widerstandspunktschweißen (b)

Zur Simulation der Temperaturzyklen beim Widerstandspunktschweißen wird eine Probenform nach SEP 1240 gewählt, die von der Mitte ausgehend über eine Länge von 10 mm homogen (dunkler Bereich) erwärmt wird, vgl. Abbildung 6.2.

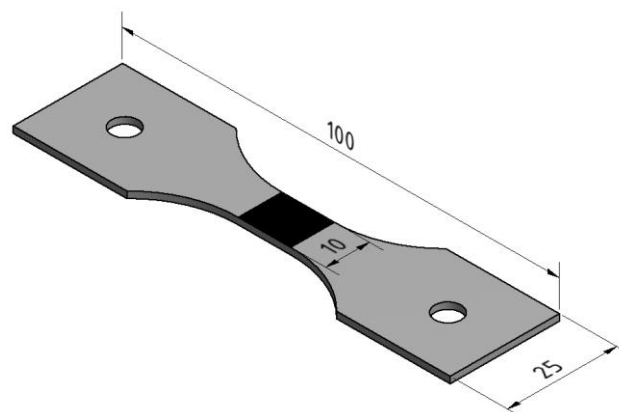


Abbildung 6.2: Geometrie der Probe zur Temperaturzyklussimulation im Schweißsimulator

Für die am Institut entworfene und gefertigte Warmzugsimulationsanlage war eine eigene Probengeometrie zu entwickeln. Denn einerseits sind zur Dehnungsmessung mit Messarmen, die in die Proben einhaken, Absätze nötig und andererseits ist der Probenquerschnitt wegen der hohen statischen Festigkeit der FeMn-Versuchswerkstoffe gering zu halten. Um den optimalen Kraftfluss innerhalb der Probe zu bestimmen und mögliche Kerbwirkungen zu vermeiden, wurden Simulationen mit der Finite-Elemente-Software Ansys® durchgeführt und eine bestmögliche Probengeometrie gefunden, da die maximalen Spannungen im gewünschten Probenbereich auftreten, s. Abbildung 6.3. Die Proben haben eine Länge von 130 mm bei einer Breite von 25 mm. Die freie Einspannlänge beträgt 10 mm bei einer Breite von 5 mm. In Abbildung 6.4 ist die Probengeometrie schematisch dargestellt.

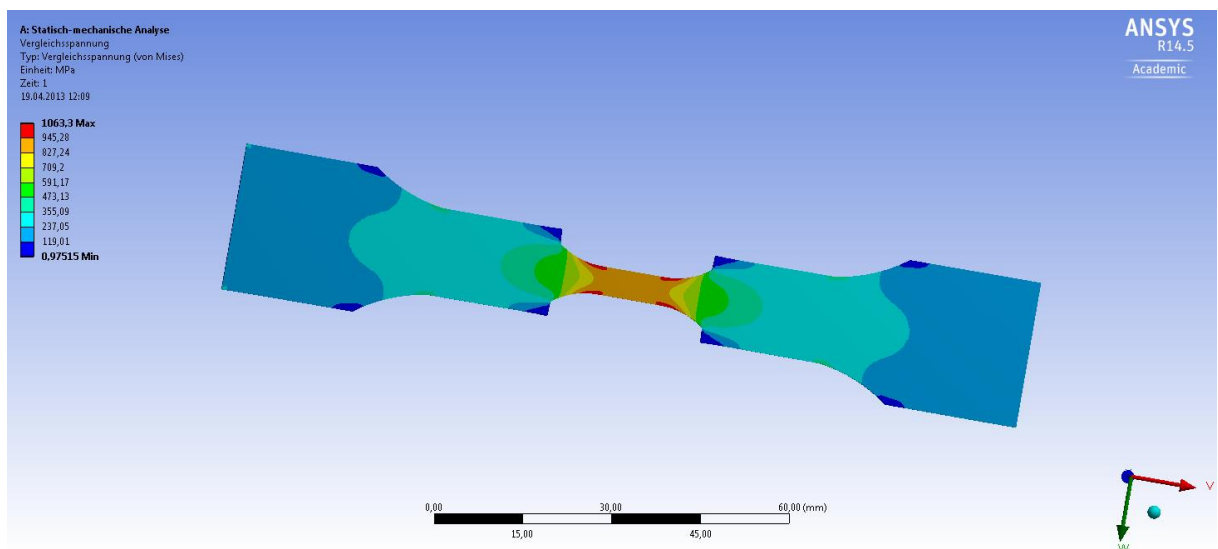


Abbildung 6.3: FE-Simulation der Warmzugprobe unter statischer Last

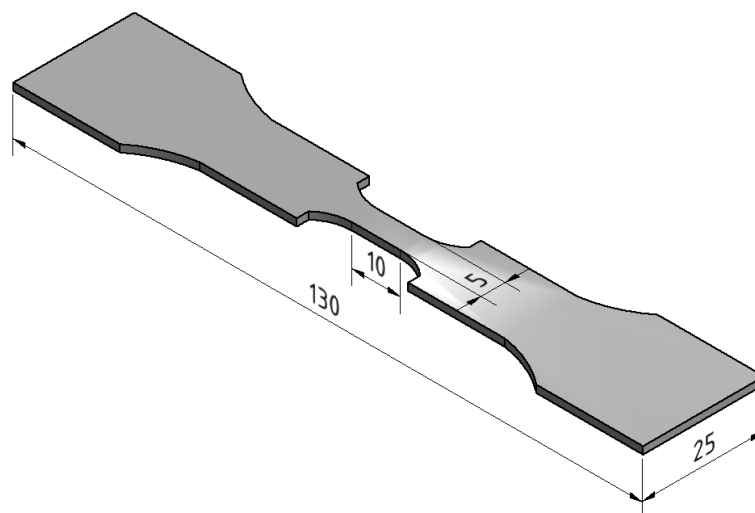


Abbildung 6.4: Geometrie der Warmzugproben

7 Untersuchungen

Zur Erreichung des Forschungsziels wird nach dem in Abbildung 7.1 dargestellten Ansatz vorgegangen. Zu Beginn erfolgt die Charakterisierung der Werkstoffe. Darauf aufbauend werden Widerstandspunktschweißversuche mit parallelen numerischen Simulationen durchgeführt und die Festigkeit der Verbindungen geprüft. Unabhängig vom Schweißprozess werden anschließend Warmzugversuche durchgeführt.

7.1 Grundlegende Charakterisierung der Grundwerkstoffe

Um eine genaue Kenntnis der Versuchswerkstoffe zu erhalten, werden diese sowohl hinsichtlich ihrer physikalischen als auch mechanisch-technologischen Eigenschaften untersucht.

Für die später vorgesehene numerische Simulation des Schweißprozesses werden weitere Werkstoffdaten in Abhängigkeit von der Temperatur benötigt. Da die Software SORPAS® der Firma Swantec keine vollständigen und/oder vorhandenen Datenbanksätze der Materialparameter beinhaltet, müssen umfangreiche Bestimmungen der Kennwerte erfolgen. U. a. müssen folgende Werkstoffparameter der fünf Versuchsstähle in Abhängigkeit der Temperatur ermittelt werden:

- Schmelzintervall (Solidus- und Liquidustemperatur)
- Wärmeleitfähigkeit
- Wärmeausdehnungskoeffizient
- elektrischer Widerstand
- Dichte
- spezifische Wärmekapazität
- Temperaturleitfähigkeit
- Fließkurven

Zur Bestimmung der Dehngrenzen, Zugfestigkeiten und Bruchdehnungen werden sowohl Zugversuche bei Raumtemperatur als auch Warmzugversuche in 100 °C Schritten bis 800 °C durchgeführt. In einem Schweißsimulator werden sowohl die Dichte als auch die Wärmeausdehnungskoeffizienten bestimmt. Die Temperaturleitfähigkeit wird mittels der Laser-Flash-Methode und die spezifische Wärmekapazität mit der dynamischen Differenzkalorimetrie ermittelt. Die Phasenübergangstemperaturen bzw. das Schmelzintervall werden in einem Hochtemperaturofen bestimmt. Des Weiteren werden Fließkurven für alle Werkstoffe erstellt.

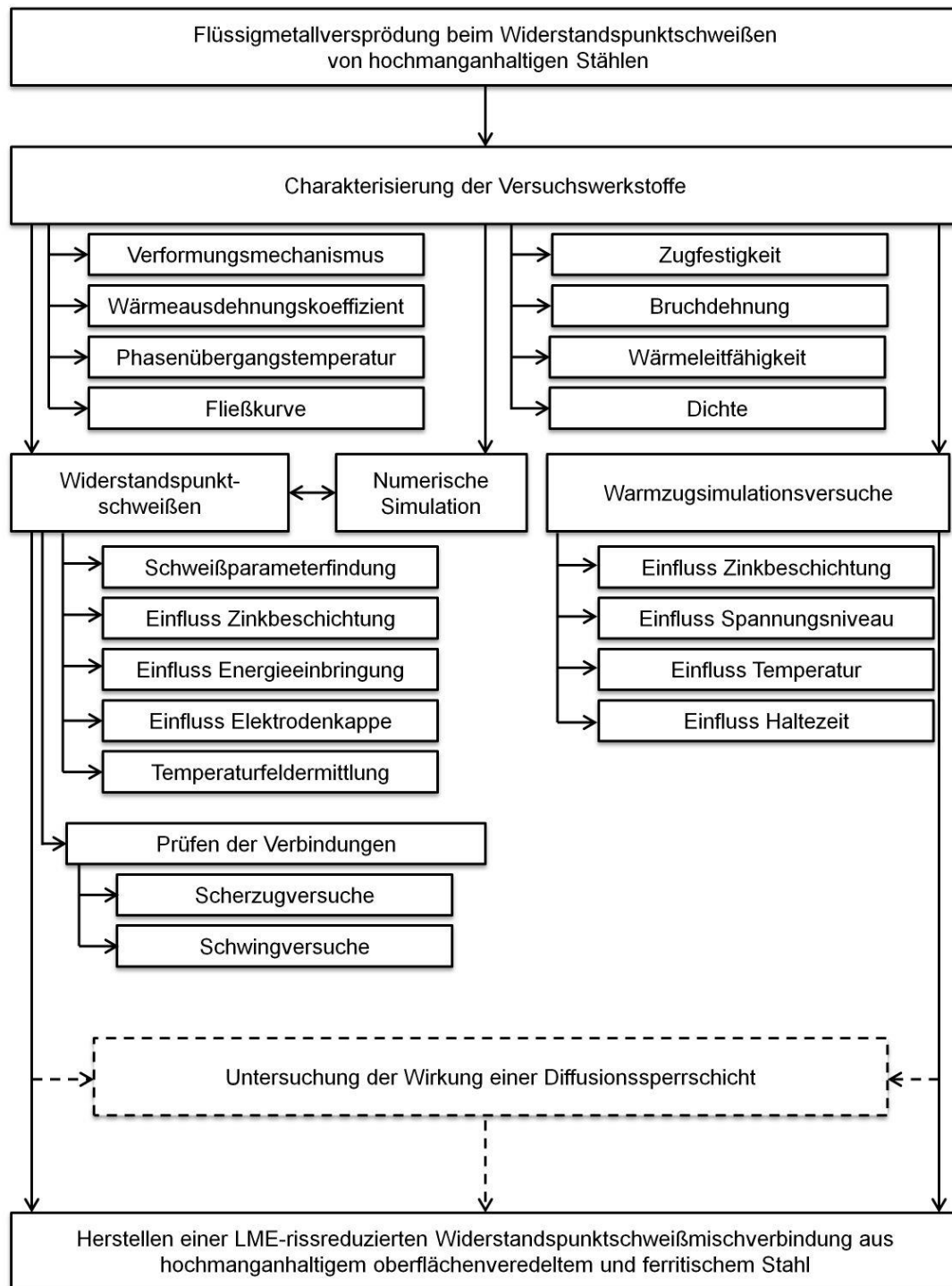


Abbildung 7.1: Schematischer Ablaufplan

Die physikalischen Eigenschaften mit den größten Einflüssen auf das Widerstandsschweißen sind exemplarisch für die Temperaturen 20 °C, 500 °C und 1000 °C in Tabelle 7.1 dargestellt. Die ermittelten Daten sind von 20 °C bis 1000 °C in 100 °C-Stufen den folgenden Unterkapiteln zu entnehmen.

Tabelle 7.1: Temperaturleitfähigkeit a , spezifische Wärmekapazität C_p , Wärmeleitfähigkeit λ , Wärmeausdehnungskoeffizient α und spezifischer elektrischer Widerstand ρ der Versuchswerkstoffe

	FeMn1	FeMn2	1.4301	1.4376	HX340LAD+Z
a in $10^{-6} \text{m}^2/\text{s}$ bei 20 °C	2,9	3,2	3,9	4,1	16,4
a in $10^{-6} \text{m}^2/\text{s}$ bei 500 °C	3,9	4,1	4,9	4,8	16,9
a in $10^{-6} \text{m}^2/\text{s}$ bei 1000 °C	4,8	4,8	5,5	5,5	17,8
C_p in $\text{J}/(\text{kg}\cdot\text{K})$ bei 20 °C	580	520	494	500	490
C_p in $\text{J}/(\text{kg}\cdot\text{K})$ bei 500 °C	598	573	594	476	616
C_p in $\text{J}/(\text{kg}\cdot\text{K})$ bei 1000 °C	495	490	653	557	700
λ in $\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ bei 20 °C	13	13	16	16	65
λ in $\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ bei 500 °C	16	18	22	18	42
λ in $\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ bei 1000 °C	15	17	21	23	31
α in 10^{-6}K^{-1} bei 20 °C	18	19	16	13	11
α in 10^{-6}K^{-1} bei 500 °C	23	23	19	18	14
α in 10^{-6}K^{-1} bei 1000 °C	26	25	23	22	14
ρ in $\mu\Omega\cdot\text{m}$	1	1	0,7	0,6	0,17

Die Probleme beim Fügen von Mischverbindungen werden durch die Kennwerte in der Tabelle verdeutlicht. Die hohen Wärmeausdehnungskoeffizienten der austenitischen Werkstoffe gegenüber HX340LAD+Z bewirken eine hohe Materialschrumpfung während des Abkühlvorganges. Weiterhin wird durch die niedrige Temperatur- und damit Wärmeleitfähigkeit die Wärme lange im Schweißpunkt gehalten.

7.1.1 Bestimmung der Verformungsmechanismen

Bei den zu untersuchenden FeMn-Versuchswerkstoffen sollte es sich um stabile Vollaustenite handeln, deren Umformvermögen nur durch den TWIP-Effekt geprägt wird. Bei Vorhandensein des reinen TWIP-Effektes ist der Werkstoff bei Raumtemperatur nicht magnetisierbar. Ist parallel dazu der TRIP-Effekt vorhanden, lässt sich der Stahl magnetisieren, da sich verformungsinduzierter Martensit bildet. Zur Überprüfung der Verformungsmechanismen werden sowohl Messungen mit der Magnetinduktion durchgeführt als auch metallographische Querschliffe angefertigt. Damit der TWIP-Effekt auftritt, werden von jedem austenitischen Werkstoff 10 Proben in der Universalzugprüfmaschine vorgereckt. Als Vorreckgrade werden Stufen von 0 % bis 90 % in 10 %-Schritten der im Zugversuch ermittelten Bruchdehnung der einzelnen Stähle ausgewählt. Die Messung des Ferritanteils in den austenitischen

Versuchsstählen erfolgt über die magnetinduktive Ermittlung. Das Verfahren ist im Anhang dargestellt.

Der durch die Messungen ermittelte Ferritanteil wird in Abhängigkeit der prozentualen Bruchdehnung dargestellt. In Abbildung 7.2 ist der Ferritanteil der FeMn1-Proben aufgetragen.

Die ungedehnten FeMn1-Proben weisen keinen messbaren Ferritanteil auf. Bei der anschließenden Vorreckung kann Ferrit ab einem Umformgrad von 70 % der Bruchdehnung ermittelt werden. Dabei liegt der Ferritanteil bei 0,23 %. Dieser steigt nur gering bis auf einen Wert von 0,31 % bei einer Umformung von 90 % der Bruchdehnung an. Die messbare Magnetisierbarkeit deutet darauf hin, dass neben dem TWIP-Effekt ein geringer TRIP-Effekt auftritt. Ursache dafür ist zum einen, dass der FeMn1 mit 15 Gew.-% Mangan auf der theoretischen Grenze zwischen TRIP- und TWIP-Effekt liegt, und zum anderen, dass 2,0 Gew.-% des Ferritbildners Silizium beigemischt sind, wodurch ϵ -Martensit und damit die ferritische Phase gebildet werden. Einen metallographischen Nachweis des TWIP-Effektes zeigt Abbildung 7.3.

Das Gefüge des FeMn1-Werkstoffes ist sehr feinkörnig und durch Zwillinge gekennzeichnet. Allerdings lässt sich eine Zunahme der induzierten Zwillingsbildung mit steigendem Umformgrad nicht zweifelsfrei nachweisen. Bewiesen ist jedoch, dass es sich beim primären Verformungsmechanismus um den TWIP-Effekt handelt.

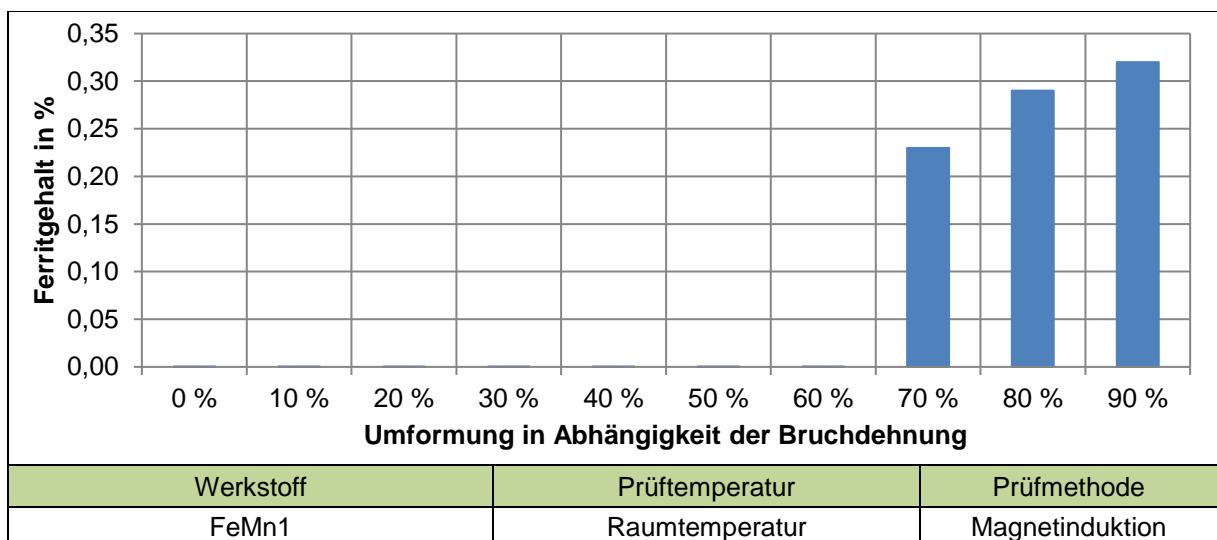


Abbildung 7.2: Ferritanteil des FeMn1-Stahls in Abhängigkeit der Bruchdehnung

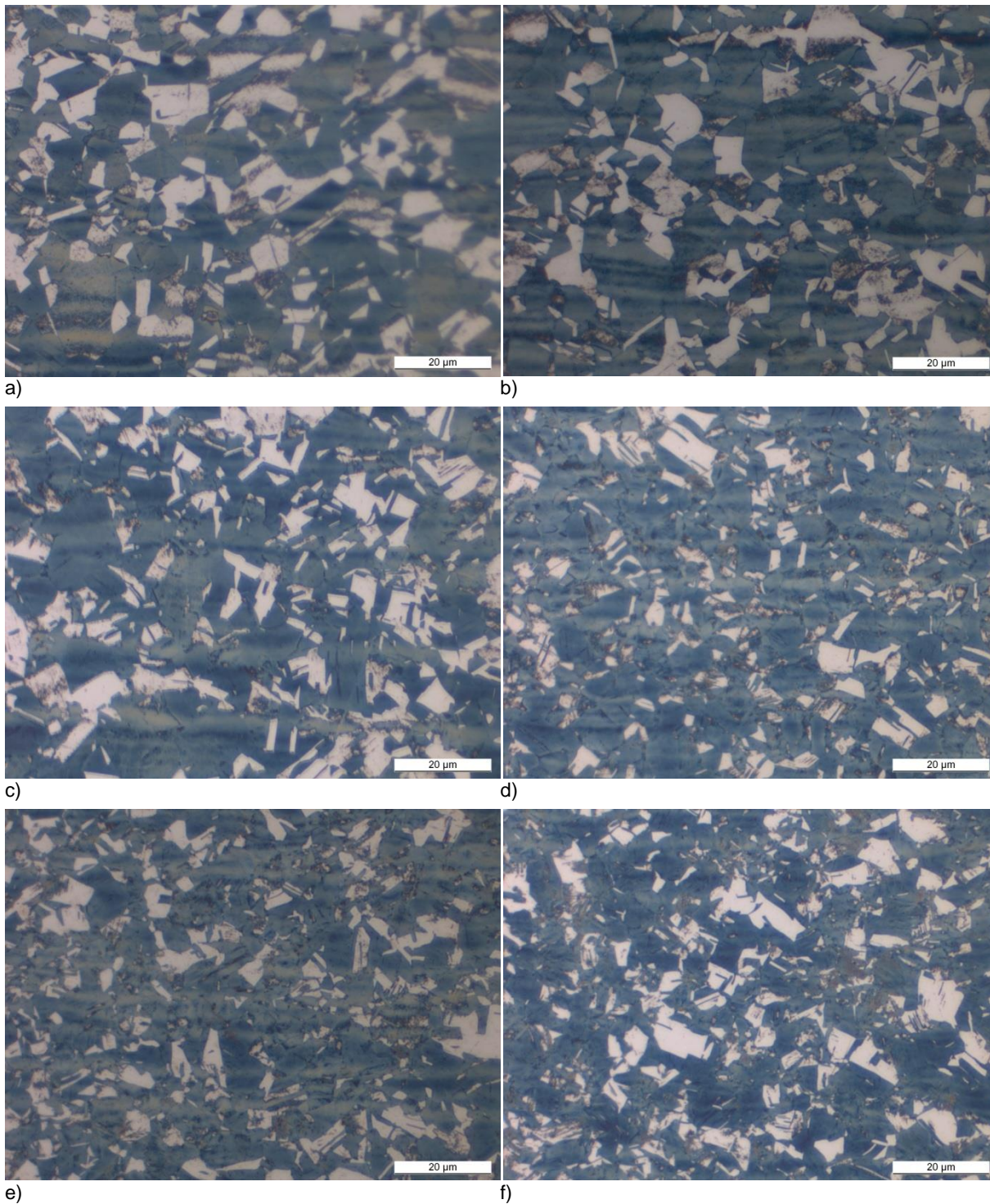


Abbildung 7.3: Gefügebildungen des FeMn1-Stahls in Abhängigkeit der Bruchdehnung: Anlieferungszustand (a), 10 % Umformgrad (b), 30 % Umformgrad (c), 50 % Umformgrad (d), 70 % Umformgrad (e), 90 % Umformgrad (f)

Abbildung 7.4 zeigt den Gehalt an Ferrit in den FeMn2-Proben. Der FeMn2-Stahl weist bereits im Ausgangszustand eine Magnetisierbarkeit auf. Der Ferritanteil liegt bei durchschnittlich 0,45 %. Im Verlauf der einzelnen Umformschritte kann kein linearer Zusammenhang ermittelt werden. Um eine eindeutige Aussage geben zu können, werden die Differenzwerte des Ferritgehaltes der jeweiligen Probe vor und nach der Umformung gebildet, vgl. Abbildung 7.5.

Das Diagramm zeigt deutlich, wie gering die Veränderung des Ferritgehalts nach dem Vorrecken im Vergleich zu den nicht umgeformten Proben ausfällt. Die maximale Änderung beträgt ca. 0,04 %. Aufgrund dieses geringen Wertes kann die Veränderung des Ferritgehalts beim FeMn2-Stahl vernachlässigt werden. Bereits im Anlieferungszustand liegt eine geringe Menge Ferrit vor, die sich durch Umformung minimal ändert.

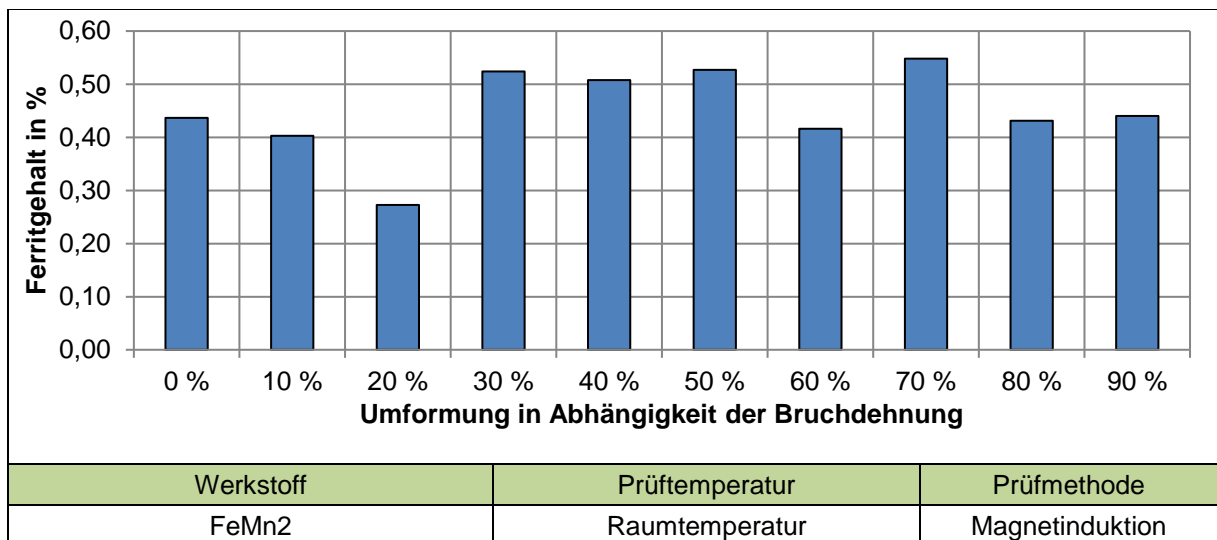


Abbildung 7.4: Ferritanteil des FeMn2-Stahls in Abhängigkeit der Bruchdehnung

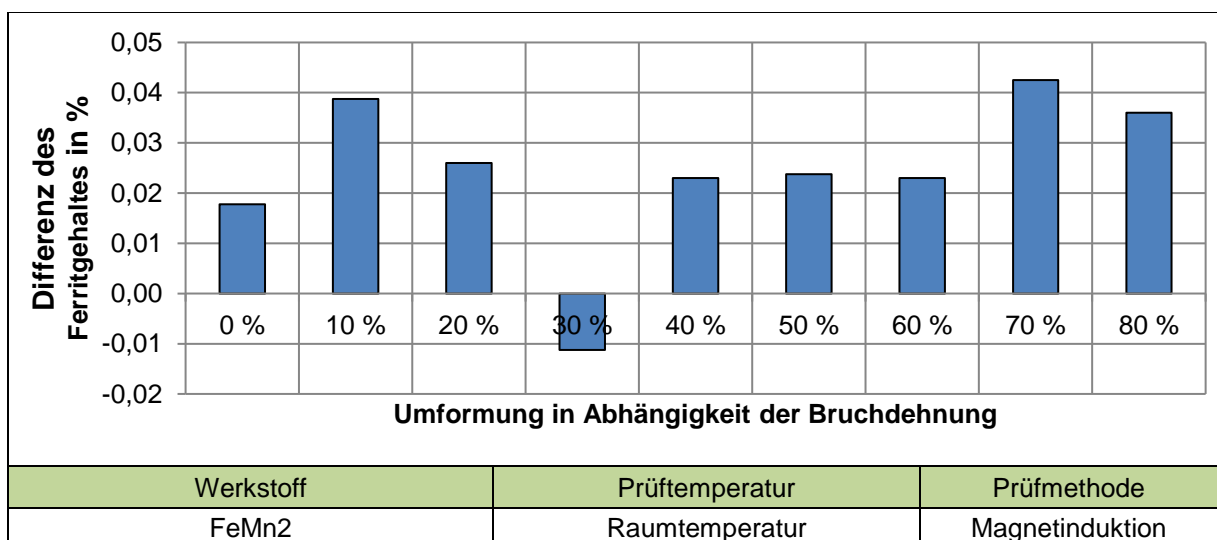


Abbildung 7.5: Veränderung des FeMn2-Stahl-Ferritanteils nach der Umformung

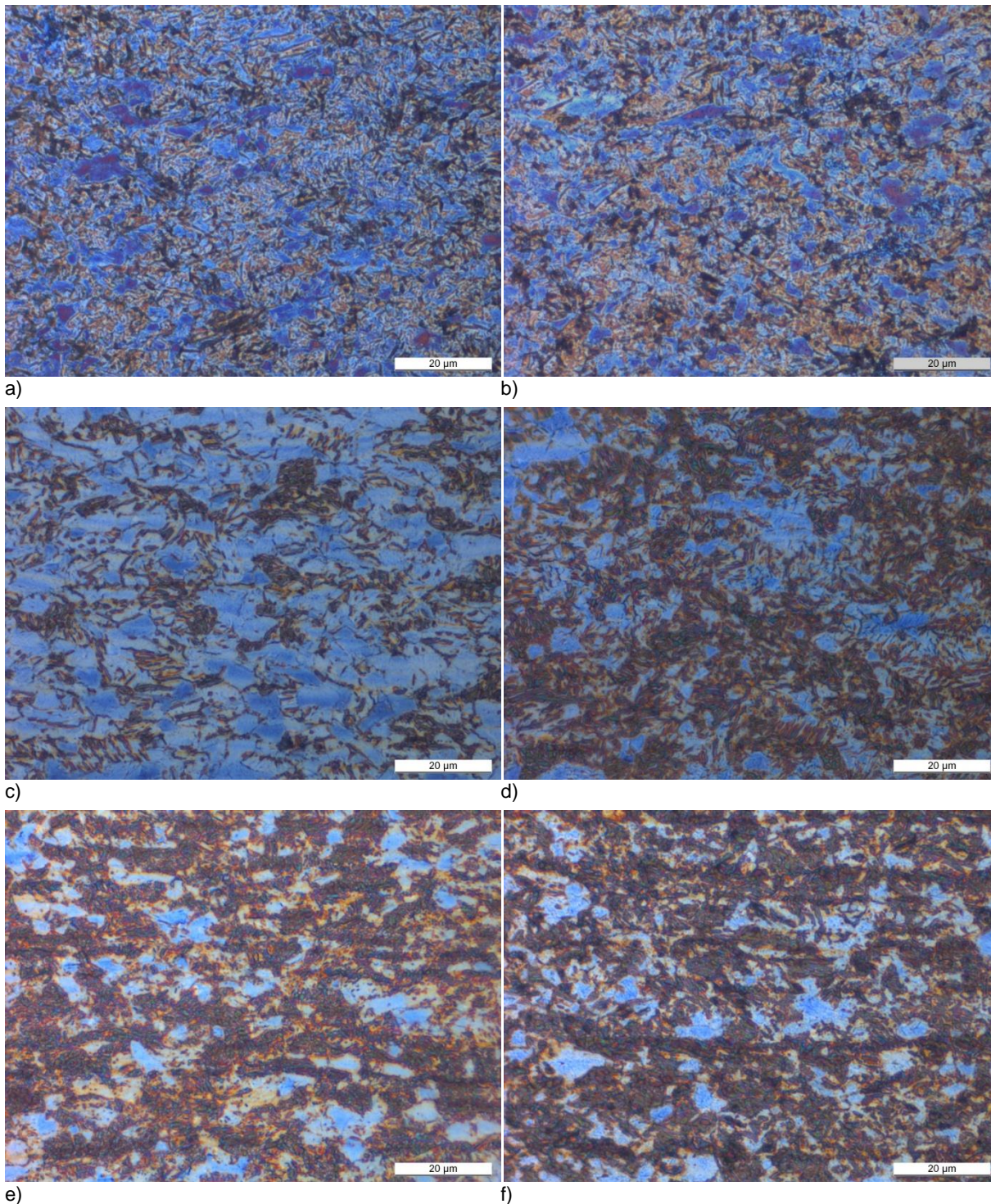


Abbildung 7.6: Gefügaufnahmen des FeMn2-Stahls in Abhängigkeit der Bruchdehnung: Anlieferungszustand (a), 10 % Umformgrad (b), 30 % Umformgrad (c), 50 % Umformgrad (d), 70 % Umformgrad (e), 90 % Umformgrad (f)

Auch der FeMn2-Werkstoff wird zum Nachweis des TWIP-Effektes metallographisch untersucht. Abbildung 7.6 zeigt die Gegenüberstellung der Proben mit steigendem Umformgrad von 0 % bis 90 % der Bruchdehnung. Das verwendete Ätzmittel greift die Gefügebestandteile unterschiedlich stark an. Die bräunlichen Flächen stellen die durch die Verformung induzierte Zwillingsbildung dar. Mit steigendem Umformgrad wird ihr Anteil immer größer, womit als Hauptverfestigungsmechanismus der TWIP-Effekt erwiesen ist.

Abbildung 7.7 zeigt den Ferritanteil der Proben des Werkstoffs 1.4376 in Abhängigkeit der Bruchdehnung. Die Proben des Stahls 1.4376 weisen im Ausgangszustand einen Ferritanteil von 0,24 % auf. Mit steigendem Umformgrad steigt dieser auf bis zu 0,91 % bei einer Bruchdehnung von 90 %. Eine kontinuierliche Zunahme ist zweifelsfrei nachweisbar. Der TRIP-Effekt als Verformungsmechanismus ist deshalb beim 1.4376 deutlich zu erkennen.

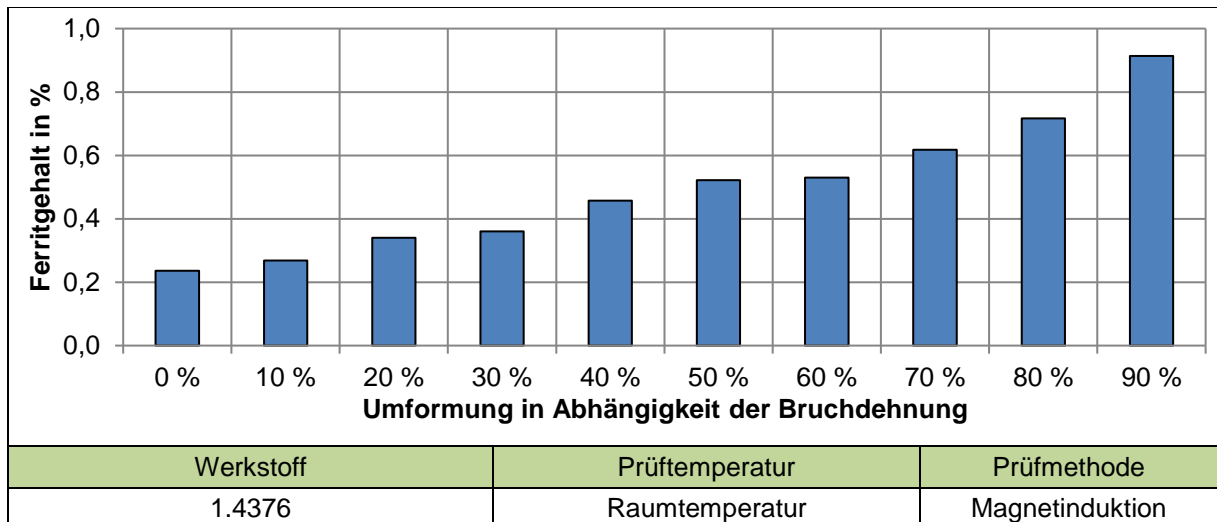


Abbildung 7.7: Ferritanteil des 1.4376-Stahls in Abhängigkeit der Bruchdehnung

Zur optischen Verdeutlichung der Martensitbildung wurden die Proben metallographisch untersucht. Als Ätzmittel wurde Beraha I verwendet. Abbildung 7.8 zeigt die Gegenüberstellung der Probenschliffe mit steigendem Umformgrad von 0 % bis 90 % der Bruchdehnung.

Der Anteil der dunkel gefärbten Bereiche in den Schliffbildern nimmt mit steigendem Umformgrad zu. Die Fläche ist der verformungsinduzierte Martensit und damit die magnetisierbare Phase. Die metallographische Untersuchung bestätigt die Messung des Ferritanteils mit dem induktiven Prüfverfahren. Bei steigender Umformung nimmt die Bildung des Martensits durch den TRIP-Effekt kontinuierlich zu.

Die starke Zunahme des Martensitgehalts über dem Umformgrad wird durch die Gefügaufnahmen mit einem Schwarz/Weiß-Filter deutlicher dargestellt werden, siehe Abbildung 7.9. Bereits im Anlieferungszustand sind martensitische Gefügebestandteile vorhanden, was die Ferritanteilmessung mit einem Gehalt von 0,24 % bestätigt.

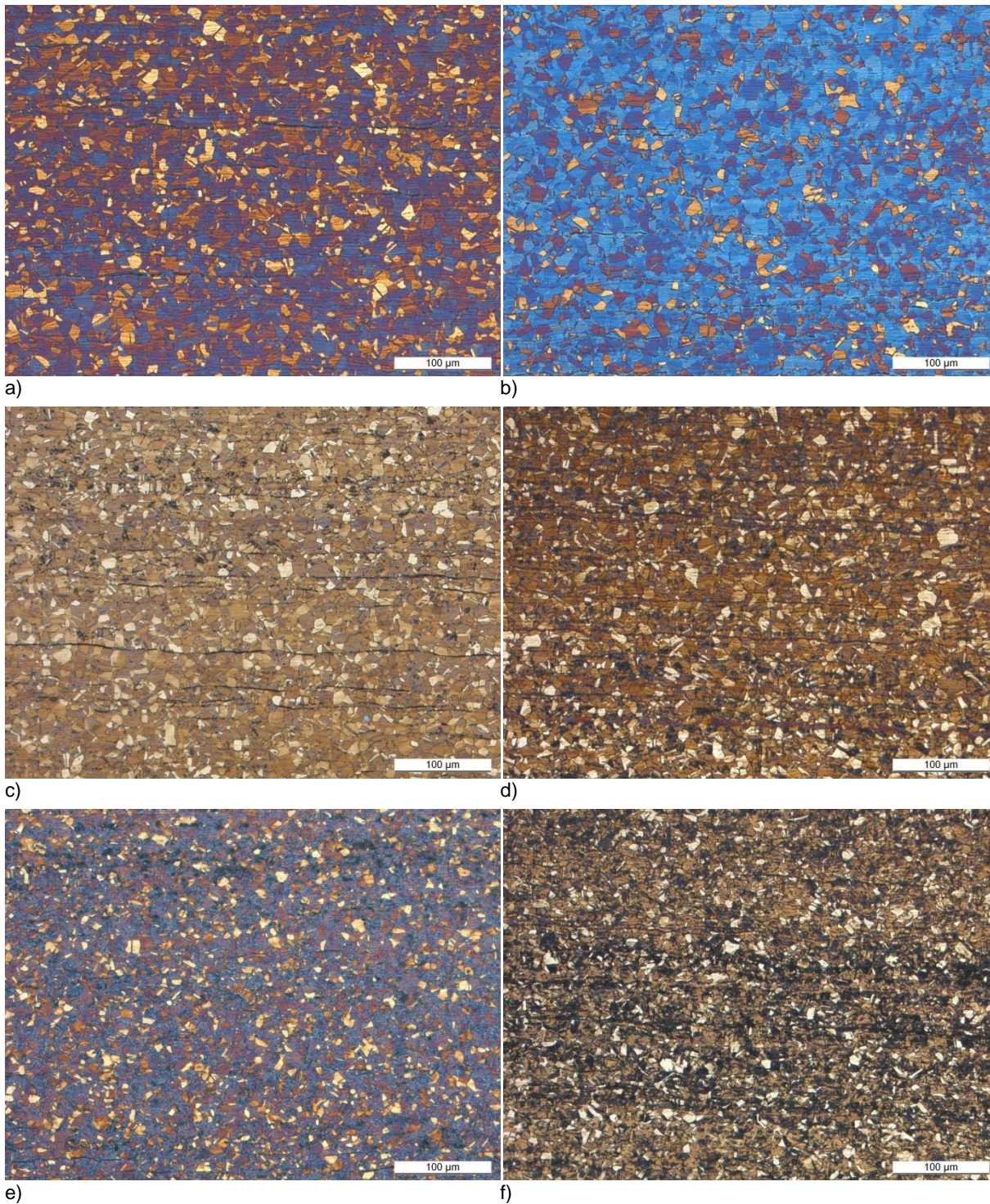


Abbildung 7.8: Gefügeaufnahmen des 1.4376-Stahls in Abhängigkeit der Bruchdehnung: Anlieferungszustand (a), 10 % Umformgrad (b), 30 % Umformgrad (c), 50 % Umformgrad (d), 70 % Umformgrad (e), 90 % Umformgrad (f)

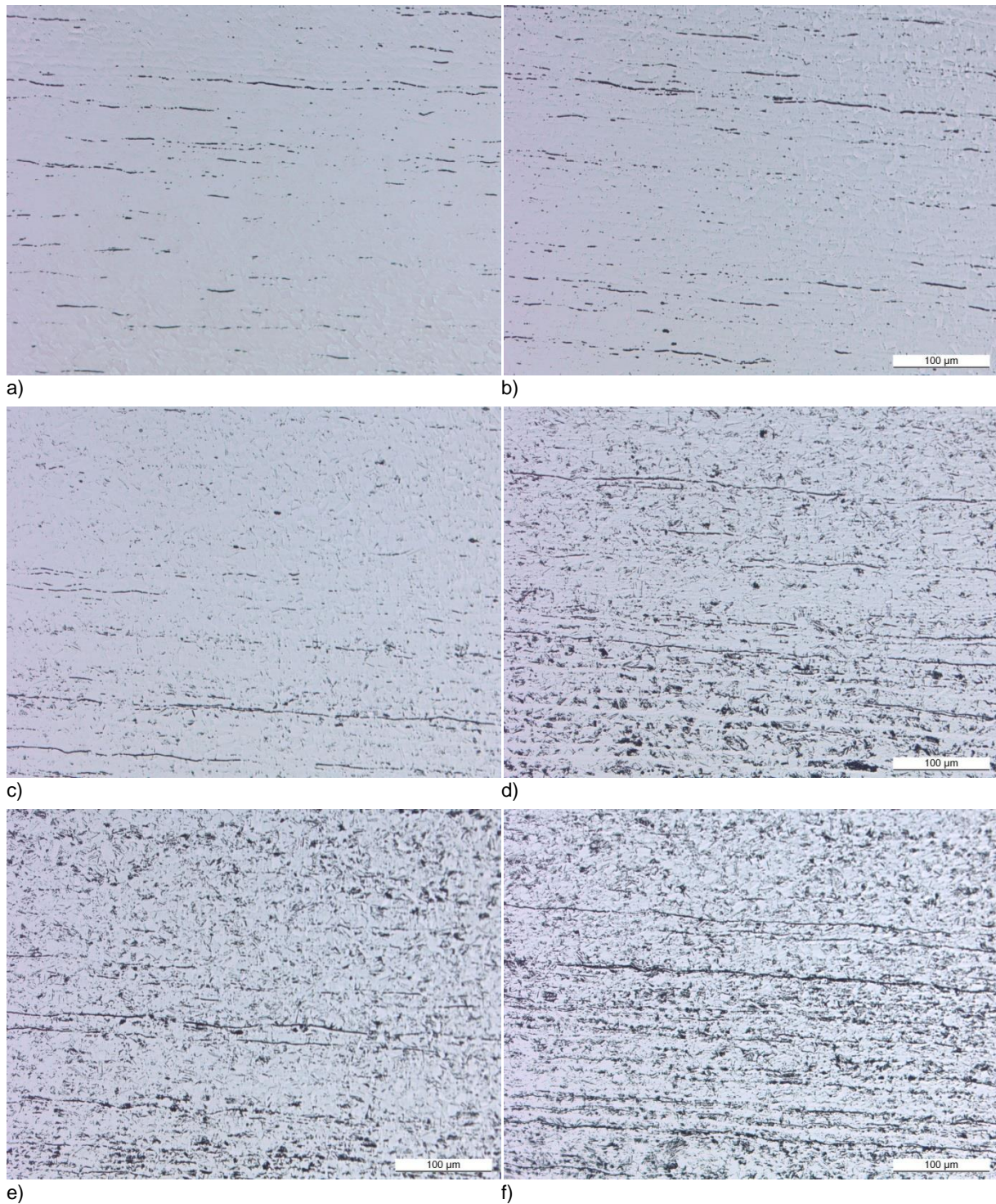


Abbildung 7.9: Schwarz/Weiß-Gefügeaufnahmen 1.4376 in Abhängigkeit der Bruchdehnung: Anlieferungszustand (a), 10 % Umformgrad (b), 30 % Umformgrad (c), 50 % Umformgrad (d), 70 % Umformgrad (e), 90 % Umformgrad (f)

In Abbildung 7.10 ist der Ferritanteil der Proben des Werkstoffs 1.4301 dargestellt. Die Proben des 1.4301-Stahls zeigen von allen Stählen den TRIP-Effekt am deutlichsten. Im Anlieferungszustand ist kein Ferrit messbar. Bei Umformung steigt der Ferritgehalt auf bis zu 8,4 %. Die Umwandlung von Austenit in Martensit tritt hier am stärksten auf.

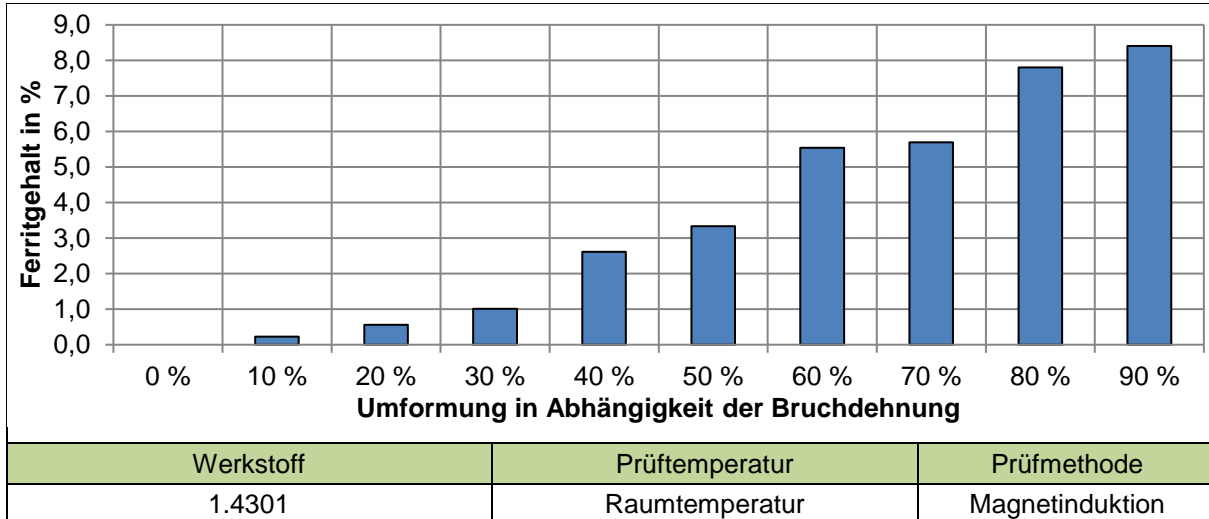
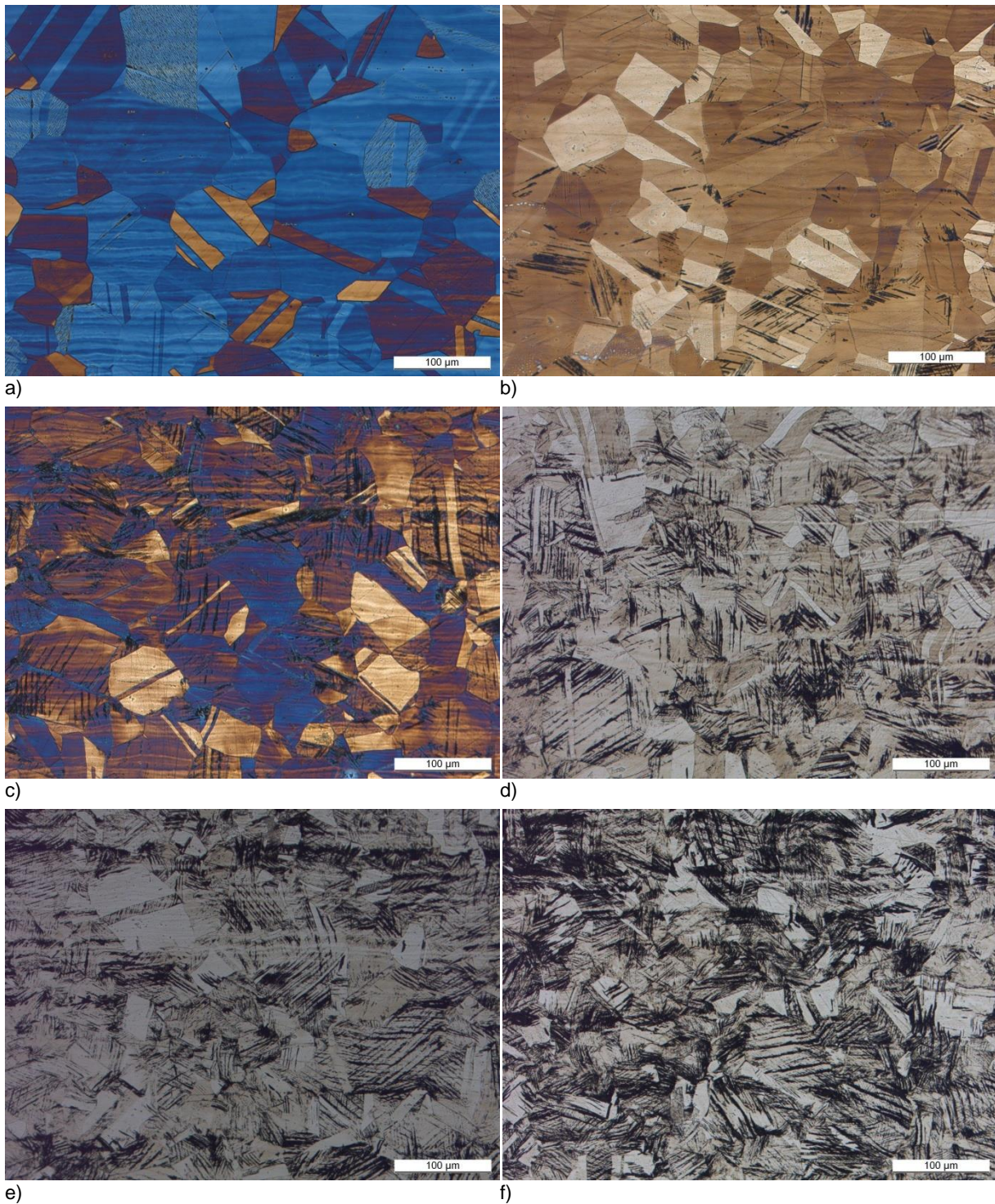


Abbildung 7.10: Ferritanteil des 1.4301-Stahls in Abhängigkeit der Bruchdehnung

Abbildung 7.11 zeigt die metallographische Gegenüberstellung der Proben mit steigendem Umformgrad von 0 % bis 90 % der Bruchdehnung. Die Untersuchung bestätigt die Messung des Ferritanteils mit dem induktiven Prüfverfahren. Im Lieferzustand ist das Gefüge rein austenitisch, es liegen keine magnetischen Gefügebestandteile vor. Bei steigender Umformung nimmt die Bildung des Martensits kontinuierlich zu, wie es an den dunklen Bereichen in den Schliiffbildern zu erkennen ist. Der TRIP-Effekt ist somit nachgewiesen.

Zusammenfassend ist zu sagen, dass die Verformungsmechanismen für die austenitischen Versuchsstähle nachgewiesen werden konnten. Für den FeMn1-Stahl wurde als Verformungsmechanismus der TWIP-Effekt mit geringem Anteil eines TRIP-Effektes ermittelt. Der FeMn2-Stahl zeigt bereits im nicht umgeformten Zustand einen gewissen Anteil an Ferrit. Dieser nimmt bei Verformung jedoch nicht zu, sodass als Mechanismus der TWIP-Effekt bestätigt werden kann. Die beiden CrNi-Stähle weisen erhöhte Ferritgehalte nach dem Umformvorgang auf, wobei dieser beim Werkstoff 1.4301 deutlich höhere Werte von über 8 % erreicht. Der TRIP-Effekt ist bei diesen Stählen der wirkende Verformungsmechanismus.



**Abbildung 7.11: Gefügeaufnahmen des 1.4301-Stahls in Abhängigkeit der Bruchdehnung:
Anlieferungszustand (a), 10 % Umformgrad (b), 30 % Umformgrad (c),
50 % Umformgrad (d), 70 % Umformgrad (e), 90 % Umformgrad (f)**

7.1.2 Bestimmung der Fließkurven

Mithilfe der in Kapitel 4 gewonnenen Daten für Zugfestigkeit und Dehnung werden unter Anwendung der Ludwik-Gleichung (Gl. 7.1) [KLO06] die Fließkurven errechnet. Da die Versuche mit konstanter Dehnrates und bei Raumtemperatur durchgeführt werden, ist die Fließspannung nur vom Umformgrad abhängig.

$$k_f = C \cdot \varphi^n \quad (7.1)$$

Dabei geben die Größe C werkstoffspezifische Konstanten und der Wert n den Verfestigungsexponenten an, der ein Maß für die beim Umformen auftretende Werkstoffverfestigung darstellt. Der n-Wert kann entweder nach Gl. 7.2 aus der Gleichmaßdehnung ermittelt oder über eine genauere Vorgehensweise aus zwei Punkten der gemessenen Kraft-Verlängerungskurve nach Gl. 7.3 berechnet werden.

$$n = \varphi_g \quad (7.2)$$

$$n = \frac{\ln \frac{(1+\varepsilon_2)}{(1+\varepsilon_1)} + \ln \left(\frac{F_2}{F_1} \right)}{\ln \frac{(1+\varepsilon_2)}{(1+\varepsilon_1)}} \quad (7.3)$$

Hierbei stellen F_1 und F_2 die bei den Dehnungen ε_1 und ε_2 gemessenen Werte für die Kraft dar. Für ε_1 und ε_2 werden Werte unterhalb der Gleichmaßdehnung ausgewählt. Es können jeweils zwei dicht beieinanderliegende Werte gewählt werden, um den n-Wert in Abhängigkeit vom Umformgrad zu berechnen.

Die werkstoffabhängige Konstante C wird anschließend nach Gleichung 7.4 errechnet.

$$C = R_m \cdot \left(\frac{e}{n} \right)^n \quad (7.4)$$

Dabei ist die eulersche Zahl e die Basis des natürlichen Logarithmus. Die Fließkurve lässt sich durch die Kenntnis von Zugfestigkeit R_m und Gleichmaßumformgrad φ_g berechnen. Dieser gibt die wahre Dehnung an und kann aus der Gleichmaßdehnung A_g im Zugversuch folgendermaßen bestimmt werden:

$$A_g = \varepsilon_g = \frac{l_g - l_0}{l_0} = \frac{l_g}{l_0} - 1 \quad (7.5)$$

und

$$A_g + 1 = \frac{l_g}{l_0} \quad (7.6)$$

Damit ergibt sich für φ_g :

$$\varphi_g = \ln \frac{l_g}{l_0} = \ln(1 + A_g) \quad (7.7)$$

Der Verfestigungsexponent n wird für jeden Versuch sowohl mit Hilfe der Gleichmaßdehnung als auch für einzelne Bereiche über die Steigung der Kraft-Verlängerungs-Kurve ermittelt. Die berechneten Werte sind in Tabelle 7.2 dargestellt. Es werden Bereiche in 10 %-Intervallen der Bruchdehnung ausgewählt. Es ist erkennbar, dass der Verfestigungsexponent mit Zunahme der Bruchdehnung bei den austenitischen Stählen ansteigt, was durch die Verfestigung der Werkstoffe bei Umformung begründet ist. Bei dem ferritischen Stahl erfolgt keine Zunahme, da dort keine signifikante Verfestigung stattfindet.

Methode 1 zur Berechnung des Verfestigungsexponenten stellt den gemittelten Wert vom Anfang der Dehnung bis zur Gleichmaßdehnung dar, bei Methode 2 werden einzelne Abschnitte berechnet, die gemittelt den gesamten Bereich abdecken. Bei Vergleich der Mittelwerte des Verfestigungsexponenten der beiden Methoden wird deutlich, dass der Unterschied bis auf den 1.4301-Stahl unter 1 % liegt. Aus diesem Grund können beide Methoden zur Berechnung des n -Wertes verwendet werden.

Tabelle 7.2: Berechnete Werte des Verfestigungsexponenten n

	Mittelwert Probenreihe	Mittelwert Methode 1	Mittelwert Methode 2
FeMn1		Unterschied 0,68 %	
n für 10–20 % Bruchdehnung	0,342	0,438	0,445
n für 20–30 % Bruchdehnung	0,441		
n für 30–40 % Bruchdehnung	0,486		
n für 40–50 % Bruchdehnung	0,510		
FeMn2		Unterschied 0,17 %	
n für 10–20 % Bruchdehnung	0,348	0,403	0,405
n für 20–30 % Bruchdehnung	0,416		
n für 30–40 % Bruchdehnung	0,420		
1.4301		Unterschied 2,46 %	
n für 10–20 % Bruchdehnung	0,368	0,461	0,486
n für 20–30 % Bruchdehnung	0,469		
n für 30–40 % Bruchdehnung	0,538		
n für 40–50 % Bruchdehnung	0,568		
1.4376		Unterschied 0,36 %	
n für 10–20 % Bruchdehnung	0,368	0,323	0,320
n für 20–30 % Bruchdehnung	0,469		
n für 30–40 % Bruchdehnung	0,538		
HX340LAD+Z		Unterschied 0,03 %	
n für 5–10 % Bruchdehnung	0,151	0,151	0,151
n für 10–15 % Bruchdehnung	0,151		

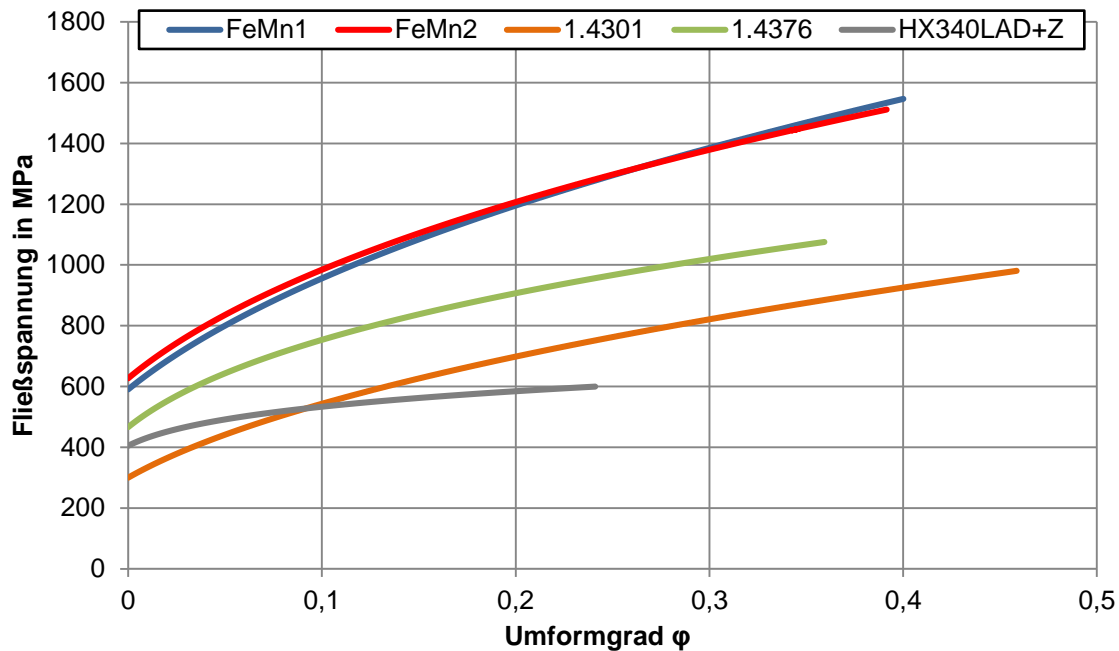


Abbildung 7.12: Fließkurvendiagramm der Versuchsstähle bei Raumtemperatur

Die bei Raumtemperatur ermittelten Fließkurven der fünf Versuchsstähle sind in Abbildung 7.12 dargestellt.

Der Vergleich aller Fließspannungen im Diagramm zeigt das enorme Energieaufnahmevermögen der hochmanganhaltigen Stähle. Um hier eine maximale Umformung von 40 % zu erreichen, sind Fließspannungen von 1500 MPa nötig, was noch einmal die Einsatzmöglichkeiten als crashrelevante Bauteile hervorhebt. Der Stahl 1.4376 erreicht bei einer Fließspannung von 1100 MPa einen Umformgrad von 0,35. Der Stahl mit dem höchsten Umformgrad ist der 1.4301, der über 45 % Umformgrad erreicht, wofür eine Fließspannung von ca. 1000 MPa notwendig ist. Im Gegensatz zu den austenitischen Stählen stellt der Umformgrad des ferritischen HX340LAD+Z mit 0,24 den niedrigsten Wert dar. Auch seine Fließspannung liegt mit 600 MPa weit unter den Umformspannungen der anderen Stähle.

7.1.3 Bestimmung der Temperaturleitfähigkeit

Zur Bestimmung der Temperaturleitfähigkeit a der fünf Versuchsstähle wird die Laserflashmethode mit einem Laserflashanalysegerät verwendet, siehe Anhang. Die Leitfähigkeiten werden bei Raumtemperatur sowie bei 100 °C bis 1100 °C in 100 °C-Stufen ermittelt und sind in Abbildung 7.13 dargestellt.

Die Temperaturleitfähigkeiten bei Raumtemperatur betragen für FeMn1 $2,95 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ und für FeMn2 $3,22 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$. Mit steigender Temperatur nehmen diese kontinuierlich zu und liegen bei 1000 °C bei $4,95 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ bzw. $4,86 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$.

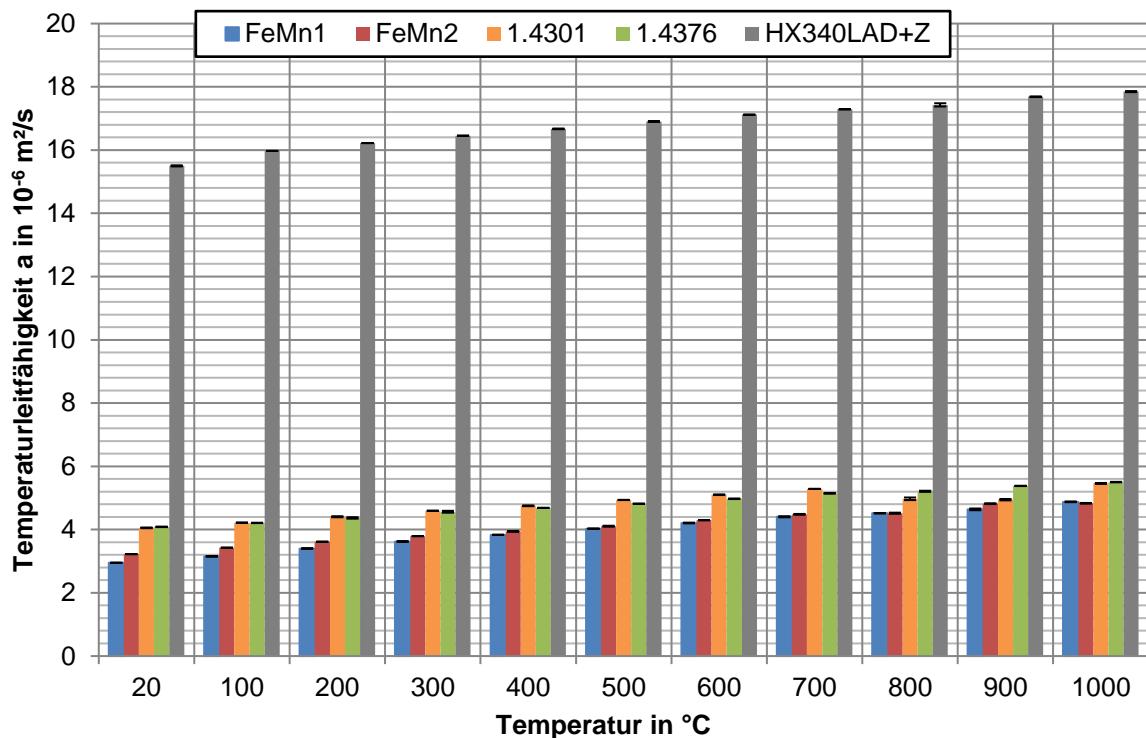


Abbildung 7.13: Temperaturleitfähigkeiten der Versuchsstähle bei verschiedenen Temperaturstufen

Die Temperaturleitfähigkeit der CrNi-Stähle liegt oberhalb der FeMn-Stähle. Bei RT beträgt sie für beide $4,1 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$. Mit zunehmender Temperatur erhöht sich die Leitfähigkeit auf $5,7 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ bei 1000 °C.

HX340LAD+Z erreicht bei Raumtemperatur einen Wert von $15,5 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ und liegt damit deutlich oberhalb der austenitischen Stähle. Auch hier erfolgt eine temperaturabhängige Erhöhung bis zu $18,1 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ bei 1000 °C.

Die Temperaturleitfähigkeit der austenitischen Werkstoffe ist gegenüber dem ferritischen erheblich reduziert und erreicht für FeMn-Stähle nur 20 % bzw. für CrNi-Stähle max. 25 % der Werte von HX340LAD+Z.

7.1.4 Bestimmung der spezifischen Wärmekapazität

Die spezifische Wärmekapazität C_p wird durch die dynamische Differenzkalorimetrie mit einem Differenzthermoanalyse-Gerät bestimmt, s. Anhang. Eine Übersicht der Ergebnisse zeigt Abbildung 7.14.

Die spezifische Wärmekapazität des FeMn1-Stahls beträgt bei Raumtemperatur $580 \text{ J}/(\text{kg} \cdot \text{K})$ und steigt bei 100 °C auf $600 \text{ J}/(\text{kg} \cdot \text{K})$ an. Bei weiterer Temperaturerhöhung schwanken die Werte zwischen 540 und $598 \text{ J}/(\text{kg} \cdot \text{K})$ und pendeln sich ab 700 °C auf einem konstanten Wert von $500 \text{ J}/(\text{kg} \cdot \text{K})$ ein.

Die Wärmekapazität von FeMn2 ist mit 512 J/(kg·K) bei RT bzw. mit 539 J/(kg·K) bei 100 °C geringer als die von FeMn1. Im weiteren Verlauf sind die Werte allerdings annähernd gleich, sodass bei 1000 °C ein C_p von 490 J/(kg·K) erreicht wird.

Die spezifische Wärmekapazität des Werkstoffes 1.4301 beträgt bei RT 494 J/(kg·K) und ist damit geringer als bei den FeMn-Stählen. Bei Erhöhung der Temperatur nimmt die Wärmekapazität jedoch stetig zu und übersteigt ab 600 °C die FeMn-Werte. Bei 1000 °C wird ein Wert von 653 J/(kg·K) gemessen.

Auch die C_p -Werte von 1.4376 sind zunächst geringer als die der FeMn-Stähle (477 J/(kg·K) bei RT bis 520 J/(kg·K) bei 600 °C), übersteigen sie jedoch ab 700 °C und bleiben konstant bei 557 J/(kg·K).

Bei HX340LAD+Z wird bei RT ein C_p von 490 J/(kg·K) gemessen. Im weiteren Verlauf steigt dieser Wert auf bis zu 825 J/(kg·K) bei 700 °C an und fällt anschließend auf 600 J/(kg·K) bei 900 °C. Bei 1000 °C beträgt er 700 J/(kg·K).

Die spezifische Wärmekapazität ist bei den FeMn-Stählen bei erhöhter Temperatur (ab 700 °C) gegenüber den übrigen Werkstoffen am niedrigsten. HX340LAD+Z weist einen um 200 J/(kg·K) höheren C_p -Wert auf, sodass es zu Spannungen in den Mischverbindungen beim Abkühlvorgang kommt.

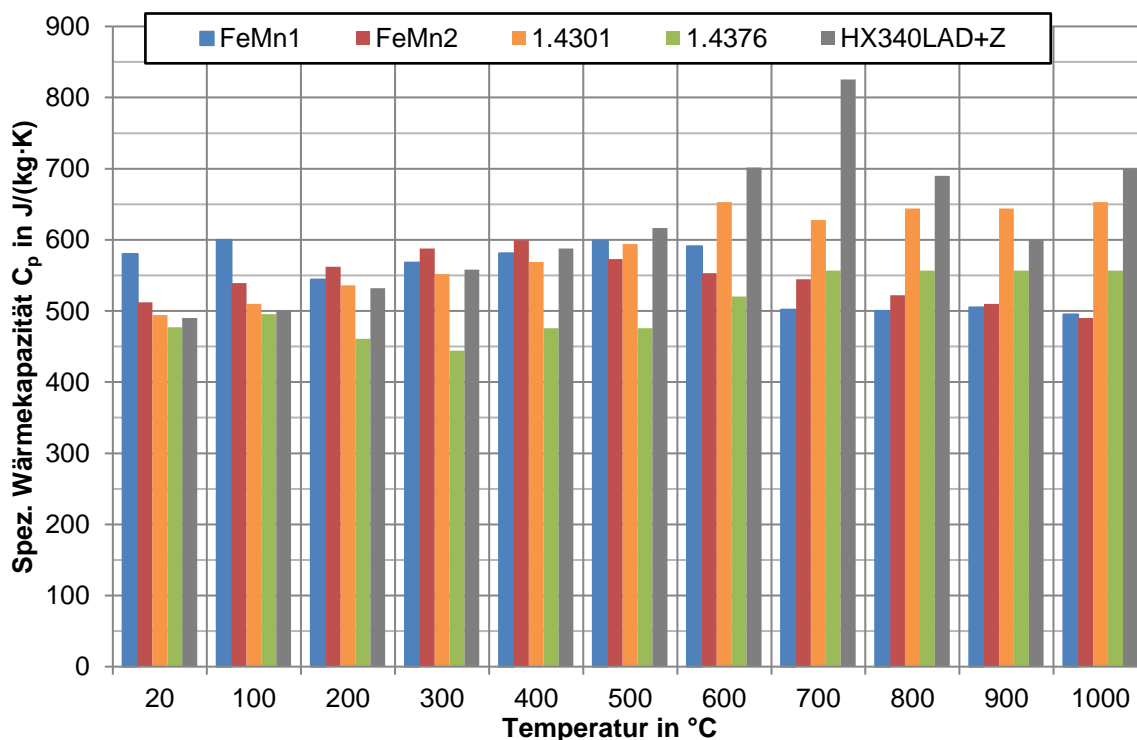


Abbildung 7.14: Spezifische Wärmekapazitäten der Versuchsstähle bei verschiedenen Temperaturstufen

7.1.5 Bestimmung der Dichte

Zur Dichtebestimmung wird der in Kapitel 5.2 beschriebene Schweißsimulator bei RT und Temperaturbereichen zwischen 100 °C und 1000 °C in 100 °C-Stufen verwendet. Die Ergebnisse sind in Abbildung 7.15 dargestellt. Der FeMn1-Stahl hat bei RT eine Dichte von 7410 kg/m³. Mit steigender Temperatur nimmt sie aufgrund der Volumenausdehnung ab und beträgt bei 1000 °C 7173 kg/m³.

Die Dichte des Stahls FeMn2 liegt bei RT bei 7570 kg/m³ und nimmt bis auf 7386 kg/m³ bei 1000 °C ab.

Der Werkstoff 1.4301 weist bei RT eine Dichte von 7900 kg/m³ und bei 1000 °C 7722 kg/m³ auf.

Beim Stahl 1.4376 beträgt die Dichte bei 20 °C 7770 kg/m³ und verringert sich bis auf 7608 kg/m³ bei 1000 °C.

Der ferritische HX340LAD+Z hat bei RT eine Dichte von 7810 kg/m³, die bis auf 7689 kg/m³ bei 1000 °C sinkt.

Aufgrund der Legierungsgehalte der Elemente Aluminium und Silizium von jeweils 2 % weist FeMn1 im Vergleich zu den anderen Stählen die geringste Dichte auf, wodurch ein sehr hohes Leichtbaupotenzial entsteht. Die Legierungsvariante FeMn2 besitzt keine Siliziumzugabe

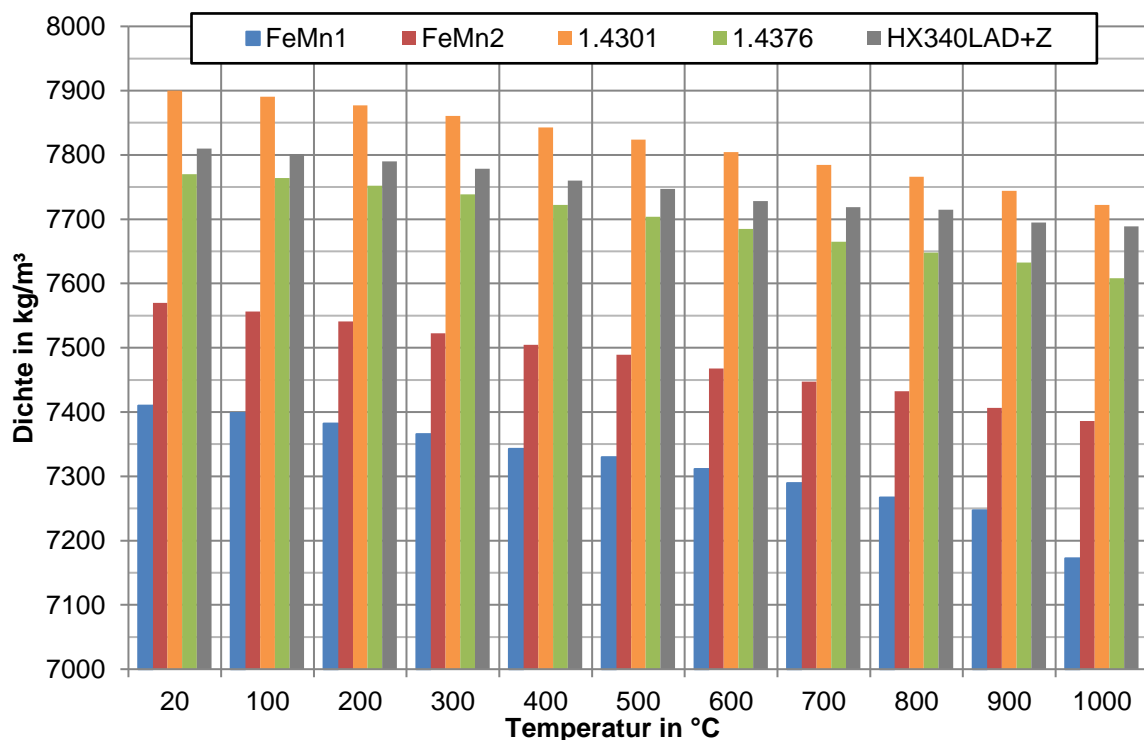


Abbildung 7.15: Dichten der Versuchsstähle in Abhängigkeit der Temperatur

und hat dadurch eine höhere Dichte. Die beiden CrNi-Stähle und HX340LAD+Z besitzen vergleichbare Dichten.

7.1.6 Bestimmung des Wärmeausdehnungskoeffizienten

Die Wärmeausdehnungskoeffizienten α der beiden FeMn-Stähle liegen bei Raumtemperatur bei ca. $18 \cdot 10^{-6} \cdot \text{K}^{-1}$. Mit Erhöhung der Temperatur nehmen die Koeffizienten zu. Sie betragen bei 500 °C $23 \cdot 10^{-6} \cdot \text{K}^{-1}$ und bei der maximalen Testtemperatur von 1000 °C $26 \cdot 10^{-6} \cdot \text{K}^{-1}$.

Der Ausdehnungskoeffizient der beiden CrNi-Stähle ist generell niedriger als der der FeMn-Stähle und beträgt bei RT $16 \cdot 10^{-6} \cdot \text{K}^{-1}$ für den Stahl 1.4301 bzw. $9 \cdot 10^{-6} \cdot \text{K}^{-1}$ für 1.4376. Dieser Unterschied ist auch noch bei 100 °C vorhanden. Ab 200 °C nähern sich die CrNi-Werte immer mehr an und betragen bei 500 °C $18\text{--}19 \cdot 10^{-6} \cdot \text{K}^{-1}$. Die Wärmeausdehnungskoeffizienten steigen anschließend bis 1000 °C weiter an und weisen dort einen Wert von $22\text{--}23 \cdot 10^{-6} \cdot \text{K}^{-1}$ auf.

HX340LAD+Z hat bei RT einen Ausdehnungskoeffizienten von $11 \cdot 10^{-6} \cdot \text{K}^{-1}$, der mit steigender Temperatur zunächst auf bis zu $14 \cdot 10^{-6} \cdot \text{K}^{-1}$ bei 300–600 °C ansteigt und anschließend auf $12 \cdot 10^{-6} \cdot \text{K}^{-1}$ bei 800 °C abfällt. Bei 1000 °C erreicht er wieder $13\text{--}14 \cdot 10^{-6} \cdot \text{K}^{-1}$.

Jede Stahlgruppe zeigt für sich ähnliche Wärmeausdehnungskoeffizienten bei höheren Temperaturen. Der hohe Wärmeausdehnungskoeffizient der austenitischen Stähle – und

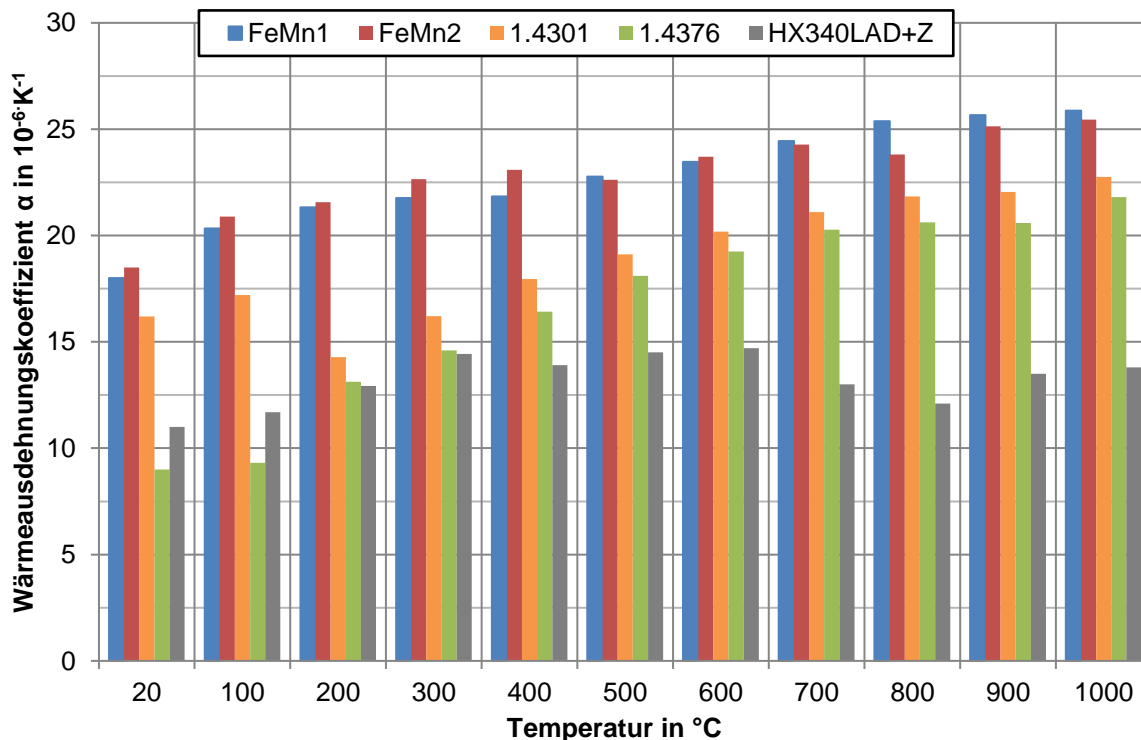


Abbildung 7.16: Wärmeausdehnungskoeffizienten der Versuchsstähle bei verschiedenen Temperaturstufen

insbesondere der beiden FeMn-Werkstoffe – bewirkt eine hohe Schrumpfung während der Abkühlung, was auf eine Herausforderung beim Fügen mit dem HX340LAD+Z hinweist.

7.1.7 Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit

Die Wärmeleitfähigkeit λ ist das Produkt aus den zuvor ermittelten Kennwerten für die Temperaturleitfähigkeit, Dichte und spezifische Wärmekapazität und beträgt bei beiden FeMn-Stählen bei Raumtemperatur ca. 13 W/(m·K). Mit steigender Temperatur nimmt λ leicht zu und liegt bei 500 °C bei einem Wert von 18 W/(m·K), welcher bis 1000 °C auch nahezu konstant bleibt.

Die Wärmeleitfähigkeit der CrNi-Stähle ist größer als die der FeMn-Stähle und weist bei RT einen Wert von 15–16 W/(m·K) auf. Bei 500 °C hat der Werkstoff 1.4376 mit 18 W/(m·K) den gleichen Wert wie die FeMn-Güten. Der Stahl 1.4301 liegt dort bei 23 W/(m·K). Die Leitfähigkeit beider CrNi-Stähle steigt danach weiter an und beträgt bei 1000 °C 28 W/(m·K) für den 1.4301 Stahl und 23 W/(m·K) für 1.4376.

HX340LAD+Z hat durch das ferritische Gefüge eine viel höhere Wärmeleitfähigkeit. Sie beträgt bei RT bereits 59 W/(m·K) und liegt damit um den Faktor 4,5 über der der FeMn-Stähle. Mit steigender Temperatur erhöht sich die Wärmeleitfähigkeit auf bis zu 110 W/(m·K) bei 700 °C. Danach fällt sie auf 82 W/(m·K) bei 900 °C ab. Bei 1000 °C steigt sie auf 96 W/(m·K).

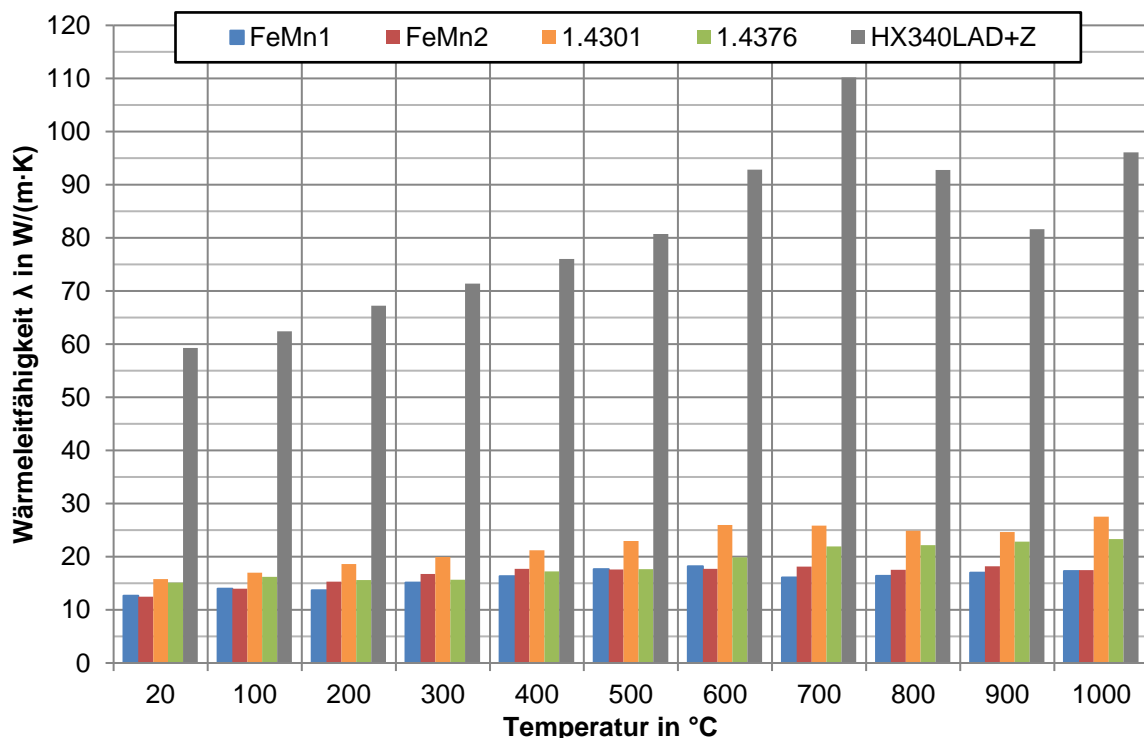


Abbildung 7.17: Wärmeleitfähigkeit der Versuchsstähle bei verschiedenen Temperaturstufen

Die Versuche zeigen deutlich, dass jede Stahlgruppe ähnliche Wärmeleitfähigkeiten aufweist. Die austenitischen Werkstoffe haben dabei gegenüber HX340LAD+Z eine erheblich reduzierte Leitfähigkeit, wodurch besonders beim Schweißen die Wärme sehr lang im Fügebereich gehalten wird.

7.1.8 Bestimmung des Schmelzintervalls

Die im Hochtemperaturschmelzofen bestimmten Liquidus- und Solidustemperaturen sowie die daraus ermittelten Schmelzintervalle der Versuchsstähle sind in Tabelle 7.3 angegeben.

Tabelle 7.3: Schmelzintervalle der Versuchsstähle

	FeMn1	FeMn2	1.4301	1.4376	HX340LAD+Z
Liquidustemperatur in °C	1402	1388	1453	1445	1510
– Solidustemperatur in °C	1125	1145	1280	1270	1375
= Schmelzintervall in °C	277	243	173	175	135

Die beiden FeMn-Stähle weisen mit 277 °C bei FeMn1 und 243 °C bei FeMn2 gegenüber den CrNi-Stählen (173 °C beim Stahl 1.4301 und 175 °C bei 1.4376) und HX340LAD+Z (135 °C) die mit Abstand größten Schmelzintervalle auf. Besonders im Hinblick auf die zu fügenden Mischverbindungen aus FeMn und HX340LAD+Z ist das doppelt so große Erstarrungsintervall zu beachten. Weiterhin erstarren die beiden FeMn-Stähle erst 250 °C unterhalb der Solidustemperatur von HX340LAD+Z.

Die ermittelten physikalischen Kennwerte zeigen deutlich, warum das Fügen von Mischverbindungen aus austenitischen und ferritischen Stählen – auch ohne das zusätzliche Problem der LME bei oberflächenveredelten Blechen – sehr anspruchsvoll ist:

- Die FeMn-Stähle weisen mit Abstand das größte Schmelzintervall auf.
- Die Wärmeausdehnungskoeffizienten der austenitischen Werkstoffe betragen gegenüber HX340LAD+Z das 1,6–1,8-fache und bewirken eine hohe Materialschrumpfung während des Abkühlvorganges.
- Die Wärmeleitfähigkeit ist um den Faktor 2–5 geringer, wodurch die Wärme länger im Schweißpunkt gehalten wird.

7.1.9 Zugversuche unter erhöhter Temperatur

Zur Bestimmung der Zugfestigkeiten, Dehngrenzen und Bruchdehnungen werden Warmzugversuche an allen Versuchswerkstoffen in 100 °C-Schritten von 100 °C bis 800 °C durchgeführt. Eine Untersuchung bei höheren Temperaturen erfolgt nicht, da die Proben durch die geringe Querschnittsfläche bereits kurz nach Versuchsbeginn schmelzflüssig werden und

somit keine Erfassung der mechanisch-technologischen Kennwerte möglich ist. Die mit „+Z“ gekennzeichneten Versuchsreihen sind mit einer Zinkbeschichtung versehen. Die eingezeichneten Fehlerbalken in den Säulendiagrammen geben die arithmetischen Mittelwerte sowie die Minima und Maxima des jeweils gemessenen Probensatzes an. Pro Werkstoff und Temperaturstufe werden sieben Proben untersucht.

Dehngrenze

Die ermittelte 0,2-%-Dehngrenze über der Temperatur der beiden FeMn-Stähle in Abhängigkeit des Beschichtungszustandes zeigt Abbildung 7.18.

Die FeMn1 Proben weisen bei 100 °C eine Dehngrenze von 545 MPa auf, womit sie bereits um 47 MPa gegenüber der Dehngrenze bei Raumtemperatur (592 MPa) reduziert ist. Bei steigender Temperaturerhöhung sinkt die Dehngrenze weiter und beträgt bei 800 °C nur noch 103 MPa, was einem Verlust von 83 % gegenüber RT entspricht. Die Dehngrenzenwerte der FeMn1+Z-Zugproben nehmen ebenfalls in Abhängigkeit der Temperaturerhöhung kontinuierlich ab. Allerdings lässt sich erkennen, dass die Werte von verzinktem und nicht verzinktem Material bis 400 °C vergleichbar sind. Ab 500 °C unterscheiden sie sich allerdings immer stärker. Bei 800 °C beträgt die Dehngrenze der verzinkten FeMn1+Z Proben nur noch 60 MPa und liegt damit um 43 MPa unter dem Wert von unverzinktem FeMn1 und sogar um 90 % niedriger als die der bei RT getesteten Proben.

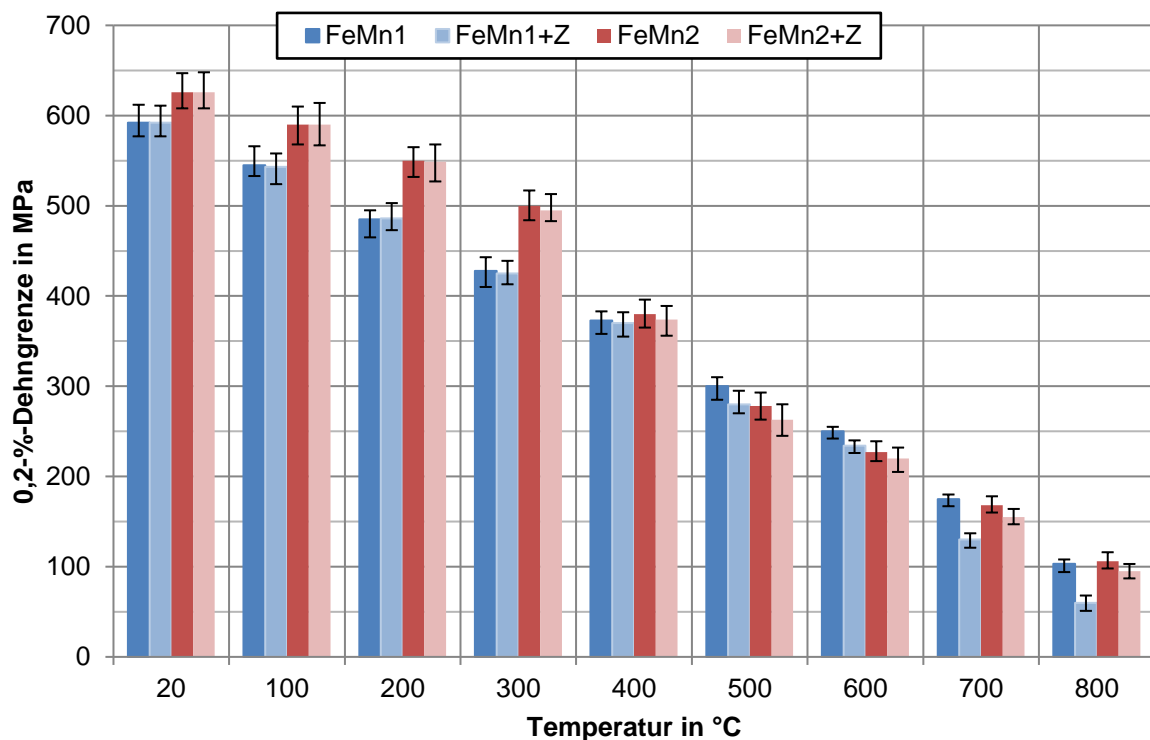


Abbildung 7.18: Temperatur- und beschichtungsabhängige 0,2-%-Dehngrenze von FeMn1 und FeMn2

Die Zugproben aus FeMn2-Stahl erreichen bei 100 °C eine Dehngrenze von 590 MPa, was einer Schwächung von 36 MPa gegenüber dem Wert bei RT entspricht. Die Dehngrenzenreduzierung setzt sich mit steigender Temperaturerhöhung fort, sodass bei 800 °C nur noch 106 MPa erreicht werden. Die Dehngrenze der FeMn2+Z-Proben liegt bei 100 °C ebenfalls bei 590 MPa. Mit weiterer Temperaturerhöhung ist auch hier ein steigender Festigkeitsverlust festzustellen, wobei die Werte bis 400 °C nahezu identisch sind. Ab 500 °C differieren die Dehngrenzenwerte zwischen unverzinktem und verzinktem FeMn2 nur geringfügig um 15 MPa. Bei 800 °C beträgt die Dehngrenze nur noch 95 MPa. Damit liegt sie um 84 % niedriger als die der bei RT getesteten Proben.

Die FeMn2-Bleche weisen bis 400 °C sowohl im verzinkten als auch im unverzinkten Zustand eine höhere Festigkeit als FeMn1(+Z) auf. Dabei besitzen verzinkte und nicht verzinkte Proben der jeweiligen FeMn-Güte vergleichbare Festigkeiten. Oberhalb der Zinkschmelztemperatur von 420 °C ist eine Reduzierung der Dehngrenze der verzinkten Proben festzustellen, die bei FeMn1-Stahl jedoch erheblich stärker ausgeprägt ist.

In Abbildung 7.19 sind temperaturabhängig für die CrNi-Stähle im unverzinkten und verzinkten Zustand sowie für verzinkten HX340LAD+Z die gemessenen minimalen, maximalen und daraus gemittelten 0,2-%-Dehngrenzen angegeben.

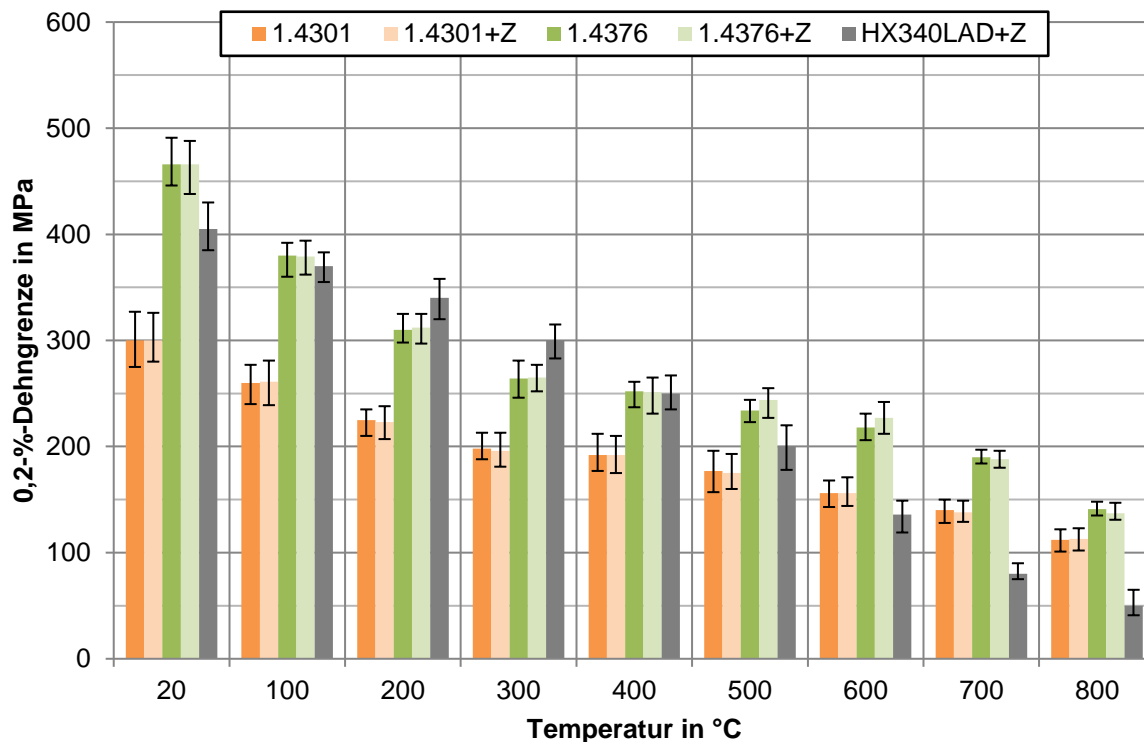


Abbildung 7.19: Temperatur- und beschichtungsabhängige 0,2-%-Dehngrenze von 1.4301 und 1.4376 sowie HX340LAD+Z

Die Dehngrenze der Proben des 1.4301-Stahls liegt bei 100 °C bei 260 MPa und damit schon um 40 MPa niedriger als bei RT (300 MPa). Mit Temperaturerhöhung sinkt die Dehn-

grenze kontinuierlich und beträgt bei 800 °C 112 MPa, was einem Verlust von 63 % gegenüber RT entspricht.

Die Werte der Dehngrenze der 1.4301+Z-Proben liegen auf demselben Niveau wie die der unverzinkten Variante; es ist kein Einfluss der Zinkbeschichtung festzustellen.

Bei den Zugproben des Werkstoffes 1.4376 beträgt die mittlere Dehngrenze bei 100 °C 380 MPa und entspricht bereits einer Schwächung um 86 MPa gegenüber der Dehngrenze bei RT (466 MPa). Bei Temperaturerhöhung verringert sich die erreichbare Dehngrenze stetig, sodass sie bei 800 °C nur noch 141 MPa beträgt, was einem Verlust von 70 % gegenüber RT entspricht. Die Dehngrenzenwerte der 1.4376+Z-Zugproben weisen dabei vergleichbare Größen auf.

Beim HX340LAD+Z-Stahl liegt die Dehngrenze bei 100 °C bei einem Wert von 370 MPa, was einer Differenz von 35 MPa gegenüber der Dehngrenze bei Raumtemperatur (405 MPa) entspricht. Mit Temperaturerhöhung werden stetig geringere Dehngrenzenwerte erreicht, sodass bei 800 °C nur noch ein Wert von 50 MPa anliegt, was einen Verlust von 88 % gegenüber RT bedeutet.

Die beiden FeMn-Stähle erreichen im verzinkten Zustand ab Zinkschmelztemperatur niedrigere Dehngrenzenwerte als die unverzinkten Proben, wodurch eine Festigkeitsabnahme durch Anwesenheit von flüssigem Zink festgestellt werden kann. Die beiden CrNi-Stähle weisen keinen erkennbaren Einfluss des Zinks auf die Dehngrenze auf und erreichen sowohl im unbeschichteten als auch im beschichteten Zustand vergleichbare Werte. HX340LAD+Z wurde nur im verzinkten Zustand getestet.

Zugfestigkeit

Abbildung 7.20 zeigt die temperaturabhängige Zugfestigkeit von FeMn1 und FeMn2 im unverzinkten und verzinkten Zustand.

Bei den FeMn1-Proben beträgt die Zugfestigkeit bei 100 °C 920 MPa, was bereits eine Schwächung um 66 MPa gegenüber der Festigkeit bei Raumtemperatur (986 MPa) bedeutet. Mit weiterer Temperaturerhöhung fällt die Zugfestigkeit kontinuierlich ab und erreicht bei 800 °C 117 MPa, was einem Verlust von 88 % gegenüber Raumtemperatur entspricht. Die Zugfestigkeit der FeMn1+Z-Proben liegt bei 100 °C bei 915 MPa. Mit Temperaturerhöhung fällt auch hier die Zugfestigkeit weiter ab und beträgt bei 800 °C 85 MPa. Damit liegt sie um

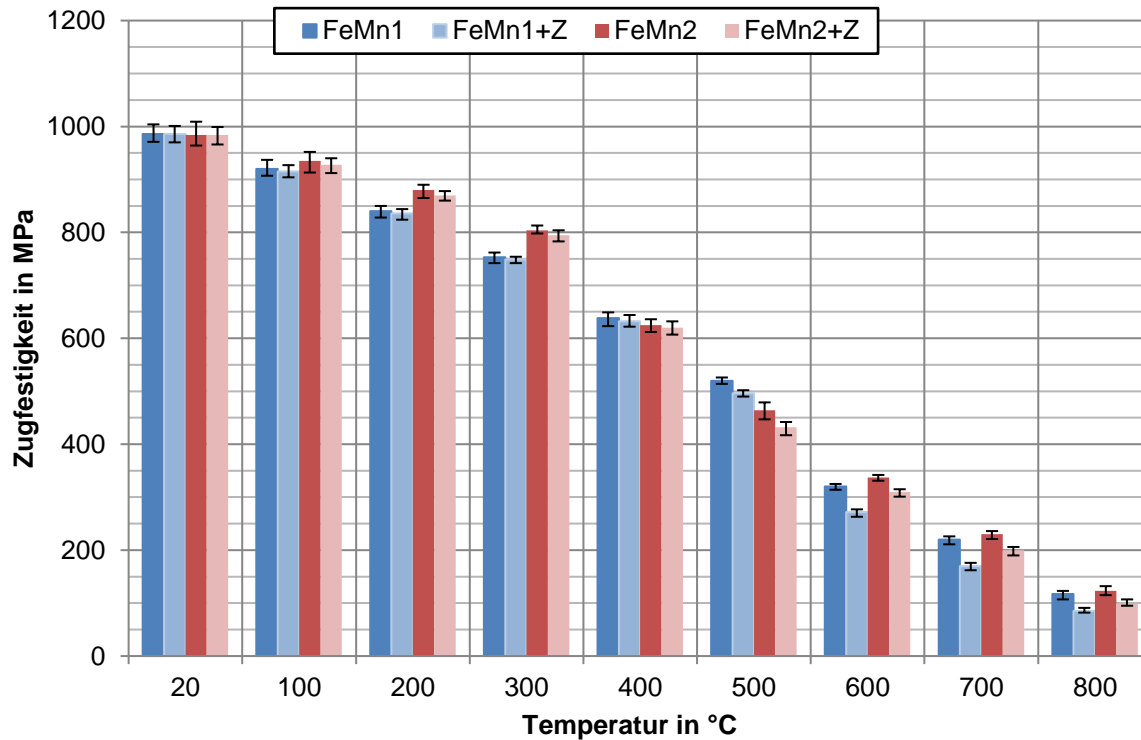


Abbildung 7.20: Temperatur- und beschichtungsabhängige Zugfestigkeit von FeMn1 und FeMn2

32 MPa unter dem Wert des unverzinkten FeMn1 und ist um 91 % niedriger als die bei RT getesteten Proben.

Die Zugproben der FeMn2-Güte erreichen bei 100 °C im Schnitt 934 MPa und liegen um 50 MPa unter dem Wert bei Raumtemperatur. Der Festigkeitsverlust setzt sich mit steigender Temperaturerhöhung fort, sodass die Festigkeit bei 800 °C noch 123 MPa beträgt. Die mittlere Festigkeit der FeMn2+Z-Zugproben liegt bei 100 °C bei 928 MPa. Mit Temperaturerhöhung fällt auch hier die Zugfestigkeit kontinuierlich ab und beträgt bei 800 °C 99 MPa. Damit liegt sie um 24 MPa unter dem Wert von unverzinktem FeMn2 und ist um 90 % niedriger als die bei Raumtemperatur getesteten Proben.

Die FeMn2-Bleche weisen bis auf die Temperaturstufen 400 °C und 500 °C sowohl im verzinkten als auch unverzinkten Zustand eine höhere Festigkeit als FeMn1(+Z) auf. Bis 400 °C besitzen verzinkte und nicht verzinkte Proben der jeweiligen FeMn-Güte vergleichbare Festigkeiten. Oberhalb der Zinkschmelztemperatur von 420 °C ist ein eindeutiger Festigkeitsabfall der verzinkten Proben festzustellen.

In Abbildung 7.21 sind die Zugfestigkeiten von 1.4301 und 1.4376 im unverzinkten und verzinkten Zustand sowie von HX340LAD+Z angegeben.

Die mittlere Zugfestigkeit der Proben des Werkstoffes 1.4301 beträgt bei 100 °C 560 MPa und ist damit um 40 MPa niedriger als bei Raumtemperatur (599 MPa). Mit Temperaturer-

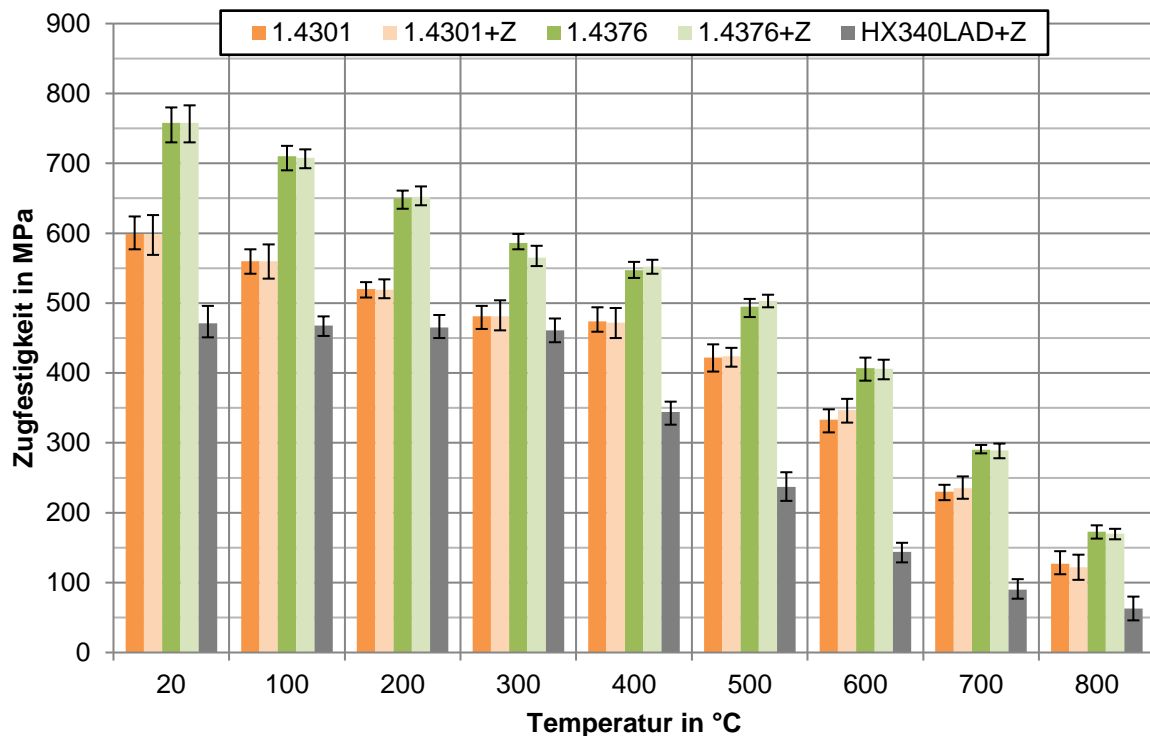


Abbildung 7.21: Temperatur- und beschichtungsabhängige Zugfestigkeit von 1.4301 und 1.4376 sowie HX340LAD+Z

höhung fällt die Zugfestigkeit kontinuierlich und beträgt bei 800 °C 127 MPa, was einem Verlust von 79 % gegenüber Raumtemperatur entspricht. Die Festigkeitswerte der 1.4301+Z-Zugproben liegen bis 500 °C auf demselben Niveau wie die der unverzinkten Variante. Bei höheren Temperaturen ist ein geringfügiger Unterschied vorhanden.

Bei den Proben des Stahls 1.4376 beträgt die gemittelte Zugfestigkeit bei 100 °C 710 MPa, was einer Schwächung um 48 MPa gegenüber der Festigkeit bei RT (758 MPa) entspricht. Mit zunehmender Temperatur sinkt die Zugfestigkeit kontinuierlich und erreicht bei 800 °C 173 MPa, was einem Verlust von 77 % im Vergleich mit der Raumtemperatur entspricht. Die Festigkeitswerte der 1.4376+Z-Zugproben weisen jeweils nahezu vergleichbare Größen wie die unverzinkten Proben auf.

Die Zugfestigkeit der Proben des HX340LAD+Z-Stahls zeigt bis 300 °C keine Temperaturabhängigkeit und liegt im Schnitt bei 461–471 MPa. Danach erfolgt ein Sprung, sodass bei 400 °C eine Zugfestigkeit von 344 MPa gemessen wird. Mit steigender Temperatur ist weiterer Festigkeitsverlust zu verzeichnen, sodass 63 MPa bei 800 °C erreicht werden. Dies entspricht einer Verringerung der Zugfestigkeit um 87 % im Vergleich zur Raumtemperatur.

Die CrNi-Stähle zeigen analog zu den FeMn-Güten eine kontinuierliche Reduzierung der Zugfestigkeit mit steigender Prüftemperatur. Die wichtigste Beobachtung ist jedoch, dass es im Gegensatz zu den FeMn-Stählen keinen Einfluss des Zinks bei den oberflächenveredelten CrNi-Stahl-Proben auf die Zugfestigkeit gibt, da sowohl im unbeschichteten als auch im

beschichteten Zustand vergleichbare Festigkeiten erreicht werden. HX340LAD+Z wurde nur im verzinkten Zustand getestet. Er zeigt als einziger Versuchswerkstoff bis 300 °C stabile Zugfestigkeitswerte, die mit steigender Temperatur allerdings auf den niedrigsten Wert fallen.

Bruchdehnung

Die gemessene Bruchdehnung über der Temperatur der beiden FeMn-Stähle in Abhängigkeit des Beschichtungszustandes zeigt Abbildung 7.22.

Bei den FeMn1-Proben beträgt die Bruchdehnung bei 100 °C 55 %, was bereits eine Schwächung um 5 % gegenüber dem Wert bei Raumtemperatur bedeutet. Mit steigender Erwärmung gehen die Bruchdehnungswerte weiter zurück und betragen bei 800 °C nur noch 33 %. Die Bruchdehnung der FeMn1+Z-Zugproben weist bis 400 °C vergleichbare Ergebnisse auf. Ab 500 °C nimmt die Dehnung jedoch stark ab und erreicht bei 800 °C nur noch 14 %. Damit liegt sie um 19 % unter dem Wert von FeMn1 und sogar 46 % niedriger als die bei Raumtemperatur getesteten Proben.

Der FeMn2-Stahl erreicht bei 100 °C mit ca. 54 % Bruchdehnung nahezu denselben Wert wie bei Raumtemperatur. Mit steigender Temperatur nehmen die Werte bis 700 °C auf 31 % ab und steigen bei 800 °C wieder etwas auf 35 % an. Die Festigkeit der Proben des

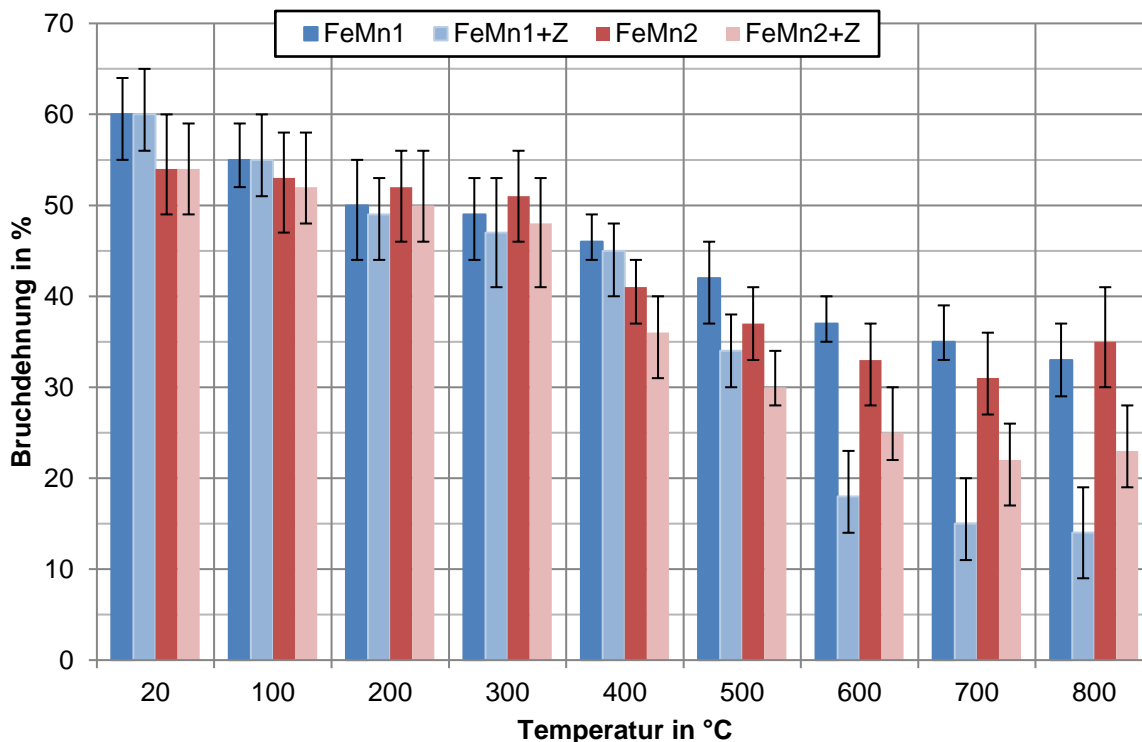


Abbildung 7.22: Temperatur- und beschichtungsabhängige Bruchdehnung von FeMn1 und FeMn2

FeMn2+Z-Stahls liegt bei 100 °C bei 52 %, was mit dem RT-Wert vergleichbar ist. Mit steigender Erwärmung fällt die Bruchdehnung weiter ab und beträgt bei 800 °C nur noch 23 %.

Damit liegt sie um 12 % unter dem Wert von unverzinktem FeMn2 und um 32 % niedriger als die bei Raumtemperatur getesteten Proben.

Zwischen RT und 300 °C besteht nur ein geringfügiger Einfluss auf die Bruchdehnung des verzinkten und unverzinkten FeMn2(+Z)-Stahls, wohingegen bei FeMn1(+Z) die erreichbaren Werte von 60 % auf unter 50 % sinken. Der direkte Vergleich zeigt bei 300 °C nahezu identische Werte für beide verzinkte FeMn-Güten. Bei hoher Temperatur (ab 600 °C) erreicht FeMn2+Z bessere Werte, was bedeutet, dass die FeMn1+Z-Güte sehr viel anfälliger für Versprödung durch einsetzende LME ist als FeMn2+Z. Bis 400 °C besitzen verzinkte und nicht verzinkte Proben der beiden FeMn-Stähle vergleichbare Festigkeiten.

In Abbildung 7.23 sind die mittleren Bruchdehnungswerte temperaturabhängig für die CrNi-Stähle im unverzinkten und verzinkten Zustand sowie für HX340LAD+Z angegeben.

Die Bruchdehnung der Proben des Werkstoffes 1.4301 beträgt bei 100 °C 51 % und liegt damit schon 13 % unter der Dehnung, die bei Raumtemperatur (64 %) erreicht wird. Mit weiterer Temperaturerhöhung wird die Bruchdehnung kontinuierlich niedriger und beträgt bei 800 °C 25 %, was einem Verlust von 40 % gegenüber Raumtemperatur entspricht. Die Werte der 1.4301+Z-Proben liegen auf demselben Niveau wie die der unverzinkten Variante.

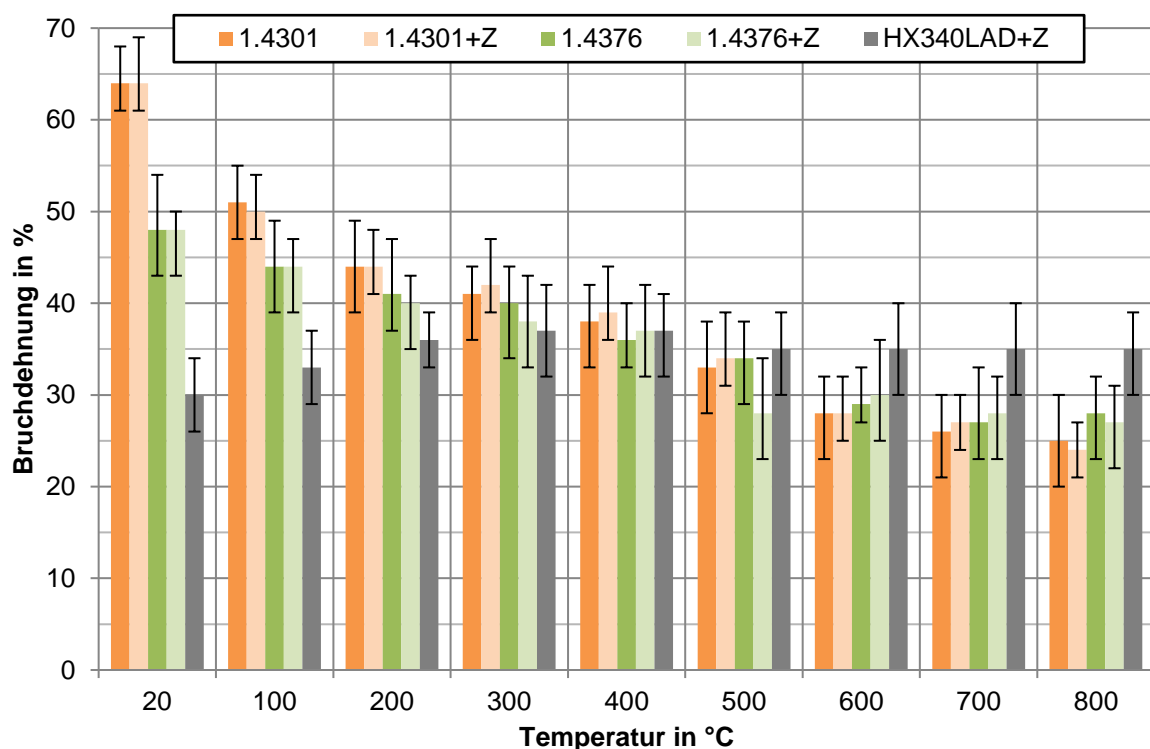


Abbildung 7.23: Temperatur- und beschichtungsabhängige Bruchdehnung von 1.4301 und 1.4376 sowie HX340LAD+Z

Die Zugproben des Stahls 1.4376 erreichen Bruchdehnungswerte von 48 % bei RT und 44 % bei 100 °C. Im Verlauf der Temperaturerhöhung werden sie kontinuierlich verringert

und betragen bei 800 °C 28 %, was einem Verlust von 20 % gegenüber RT entspricht. Die Dehnungswerte bis zum Bruch der 1.4376+Z-Zugproben weisen dabei vergleichbare Größen auf.

Ab 300 °C liegen die Bruchdehnungswerte der beiden CrNi-Stähle auf einem vergleichbaren Niveau.

Die Bruchdehnung der HX340LAD+Z-Proben steigt von 30 % bei RT auf 37 % bei 400 °C kontinuierlich an. Bei 500 °C verringert sich der Wert auf 35 % und bleibt bis zur Maximaltemperatur (800 °C) konstant. Die Temperaturbeanspruchung hat somit einen positiven Einfluss auf die Bruchdehnung von HX340LAD+Z. Obwohl der Wert bei Raumtemperatur gegenüber den CrNi-Stählen wesentlich niedriger ist, liegt er ab 500 °C über diesen.

Die beiden FeMn-Stähle weisen im oberflächenveredelten Zustand ab Zinkschmelztemperatur wesentlich geringere Bruchdehnungswerte im Vergleich mit den unverzinkten Varianten auf. Im Gegensatz dazu zeigen die CrNi-Stähle sowie der ferritische Stahl keinen negativen Einfluss einer Zinkbeschichtung auf die erreichbare Bruchdehnung.

7.2 Widerstandspunktschweißversuche

Nach der Charakterisierung der Werkstoffe erfolgen umfangreiche Widerstandspunktschweißversuche, um die Einflüsse verschiedener Parameter auf die LME zu untersuchen. Dazu ist zunächst eine Bestimmung der Schweißbereiche notwendig. Weiterhin werden die Temperaturfelder, der Einfluss der Oberflächenbeschichtung sowie unterschiedliche Elektrodenkappengeometrien untersucht.

7.2.1 Schweißbereichsermittlung

Die Schweißbereiche beim Widerstandspunktschweißen sollten durch geeignete Parameterauswahl möglichst groß ausfallen, da die Breite ein entscheidender Faktor zur Punktschweißung von Stählen ist. Weiterhin sollten möglichst kurze Schweißzeiten aufgrund der Wirtschaftlichkeit verwendet werden. Durch 2-Impulsschweißungen kann die Schmelze während der Pausenzeit zwischen den Impulsen abkühlen, wodurch die Schmelzbaddynamik reduziert wird und die Spritzergrenze nach oben verschoben werden kann. Als konstante Schweißparameter für das Widerstandspunktschweißen der Mischverbindungen wurden eine Vorhaltezeit von 1000 ms, zwei Schweißzeiten von je 340 ms, eine Pausenzeit von 40 ms und eine Nachhaltezeit von 300 ms gewählt, siehe Tabelle 7.4.

Tabelle 7.4: Konstante Schweißparameter für das Punktschweißen der Mischverbindungen

Vorhaltezeit	Schweißzeit	Impulszahl	Pausenzeit	Nachhaltezeit
1000 ms	2x340 ms	2	40 ms	300 ms

Tabelle 7.5: Variable Schweißparameter für das Punktschweißen der Mischverbindungen

Elektrodenkräfte	Elektrodenkappendurchmesser
4,5 kN und 5,6 kN	F16x20 mit Ø 5,5 mm und Ø 8,0 mm

Als variable Parameter werden zwei Elektrodenkräfte von 4,5 bzw. 5,6 kN sowie zwei genormte Elektrodenkappendurchmesser F16x20 mit Ø 5,5 mm oder Ø 8,0 mm untersucht, siehe Tabelle 7.5.

Es werden ausschließlich Mischverbindungen aus den vier unverzinkten austenitischen Stahlwerkstoffen mit dem ferritischen Feinkornbaustahl hergestellt:

- FeMn1 / HX340LAD+Z
- 1.4301 / HX340LAD+Z
- FeMn2 / HX340LAD+Z
- 1.4376 / HX340LAD+Z

Das Schweißbereichsdiagramm in Abhängigkeit der Materialkombinationen, Elektrodenkräfte sowie -kappendurchmesser ist in Abbildung 7.24 dargestellt.

Die Mischverbindung FeMn1/HX340LAD+Z, geschweißt mit einem Elektrodenkappendurchmesser von 5,5 mm und einer Elektrodenkraft von 4,5 kN weist einen Schweißbereich von 0,9 kA auf und liegt zwischen 6 und 6,9 kA. Bei Erhöhung der Kraft auf 5,6 kN verringert sich

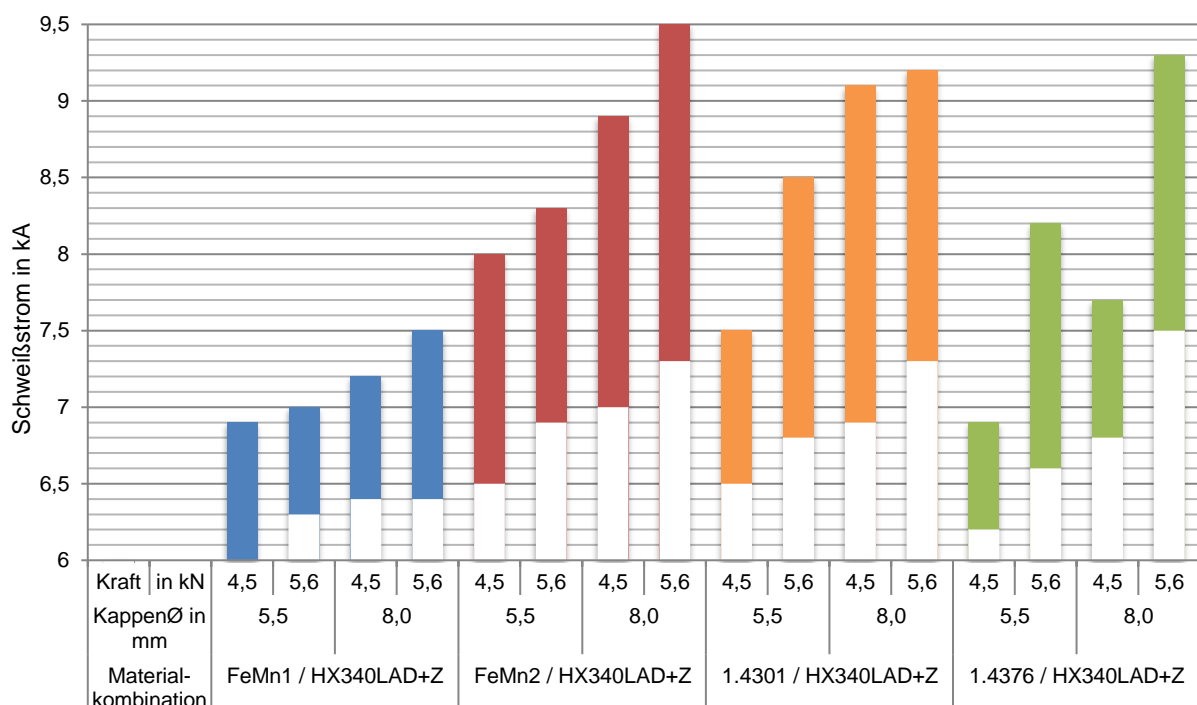


Abbildung 7.24: Schweißstrombereiche der verwendeten Versuchswerkstoffe

der Schweißbereich auf 0,7 kA und liegt zwischen 6,3 und 7 kA. Beim Schweißen mit dem Kappendurchmesser 8,0 mm wird der Schweißbereich bei 4,5 kN auf 0,8 kA (6,4–7,2 kA) und bei 5,6 kN auf 1,1 kA (6,4–7,5 kA) vergrößert. Bei Auswahl der höheren Elektrodenkraft und der Elektrodenkappe mit dem größeren Arbeitsflächendurchmesser sind sowohl die Minimal- und Maximalstromstärke als auch der Schweißbereich am größten.

Bei den Verbindungen aus FeMn2 und HX340LAD+Z, die mit einem Elektrodenkappendurchmesser von 5,5 mm und einer Elektrodenkraft von 4,5 kN geschweißt wurden, beträgt der Schweißbereich 1,5 kA, wobei die Grenzen 6,5 und 8,0 kA sind. Bei Erhöhung der Kraft auf 5,6 kN verringert sich der Schweißbereich auf 1,4 kA und liegt zwischen 6,9 und 8,3 kA. Bei einer Erhöhung des Kappendurchmessers auf 8,0 mm wird der Schweißbereich bei 4,5 kN auf 1,9 kA (7,0–8,9 kA) und bei 5,6 kN auf 2,2 kA (7,3–9,5 kA) vergrößert. Bei Auswahl der hohen Elektrodenkraft und der größeren Elektrodenkappe sind sowohl die Minimal- und Maximalstromstärken, als auch der Schweißbereich am größten.

Im Vergleich mit den FeMn1/HX340LAD+Z-Mischverbindungen liegen die FeMn2/HX340LAD+Z-Schweißungen in allen vier Parametervarianten sowohl bei der unteren und oberen Stromgrenze als auch beim Schweißbereich selbst deutlich höher. Mit hoher Elektrodenkraft und großem -durchmesser ist der Schweißbereich sogar um 1 kA größer, sodass mit der FeMn2-Variante prozesssichere Punktschweißungen möglich sind. Allerdings muss beachtet werden, dass die FeMn2-Versuchsbleche nur in der Stärke 1,7 mm zur Verfügung standen und somit 0,2 mm dicker sind als die übrigen Versuchswerkstoffe.

Die Mischverbindung aus CrNi-Stahl 1.4301 und HX340LAD+Z, geschweißt mit Elektrodenkappen vom Typ F16x20 mit Ø 5,5 mm und einer Elektrodenkraft von 4,5 kN weist einen Schweißbereich von 1,0 kA auf und liegt zwischen 6,5 und 7,5 kA. Bei Erhöhung der Kraft auf 5,6 kN wird der Schweißbereich auf 1,7 kA erhöht und liegt zwischen 6,8 und 8,5 kA. Wird der Kappendurchmesser auf 8,0 mm vergrößert, weist der Schweißbereich bei 4,5 kN einen Wert von 2,2 kA (6,9–9,1 kA) auf und wird durch eine Elektrodenkraft von 5,6 kN auf 1,9 kA (7,3–9,2 kA) verringert. Diese Schweißversuche weisen den größten Schweißbereich bei der geringeren Elektrodenkraft und dem größeren Kappendurchmesser auf.

Die Mischverbindung 1.4376/HX340LAD+Z, geschweißt mit Elektroden des Durchmessers 5,5 mm und einer Elektrodenkraft von 4,5 kN, weist einen Schweißbereich von 0,6 kA auf und liegt zwischen 6,3 und 6,9 kA. Er ist damit der geringste aller Messreihen. Bei Erhöhung der Kraft auf 5,6 kN vergrößert sich der Schweißbereich auf 1,6 kA und liegt zwischen 6,6 und 8,2 kA. Wird der Kappendurchmesser auf 8,0 mm erhöht, verkleinert sich der Schweißbereich bei 4,5 kN und liegt bei 0,9 kA (6,8–7,7 kA). Mit einer Kraft von 5,6 kN wird ein Be-

reich von 1,8 kA (7,5–9,3 kA) erreicht. Bei Auswahl der großen Elektrodenkraft und -kappe sind sowohl die Minimal- und Maximalstromstärke als auch der Schweißbereich am größten.

Die Schweißbereichsermittlung hat ergeben, dass mit steigender Elektrodenkraft die minimalen und maximalen Stromstärken zu höheren Werten hin verschoben werden. Durch die Krafterhöhung werden zudem die Übergangswiderstände geringer, wodurch die Verschiebung der unteren Grenze der Stromstärke resultiert. Aufgrund der höheren Flächenpressung zwischen den Blechen wird zudem die Spritzergrenze zu höheren Stromstärken hin verändert. Die Schweißreihen mit den Werkstoffen FeMn2, 1.4301 und 1.4376, jeweils mit HX340LAD+Z gefügt, weisen ähnliche Schweißbereiche auf. Nur FeMn1 zeigt ein anderes Verhalten, da bei diesem Werkstoff die Schweißbereiche sowie untere und obere Qualitätsgrenze geringer sind.

7.2.2 Temperaturfeldmessungen

Von wesentlicher Bedeutung sind die Temperaturfelder in der WEZ der hochmanganhaltigen Stähle, da die LME-Risse dort initiiert werden. Die Variation des Energieeintrages wirkt sich im Wesentlichen auf das Temperaturregime und somit die LME-Empfindlichkeit aus. Nach der Bestimmung der Schweißbereiche werden deshalb Temperaturfeldmessungen durchgeführt. Um die Temperaturverteilung beim Widerstandspunktschweißen bestimmen zu können, werden Probebleche mit vier um je 90° versetzten Thermoelementen versehen, verschweißt und die Temperatur-Zeit-Verläufe aufgezeichnet. Den Messaufbau zeigt Abbildung 7.25.

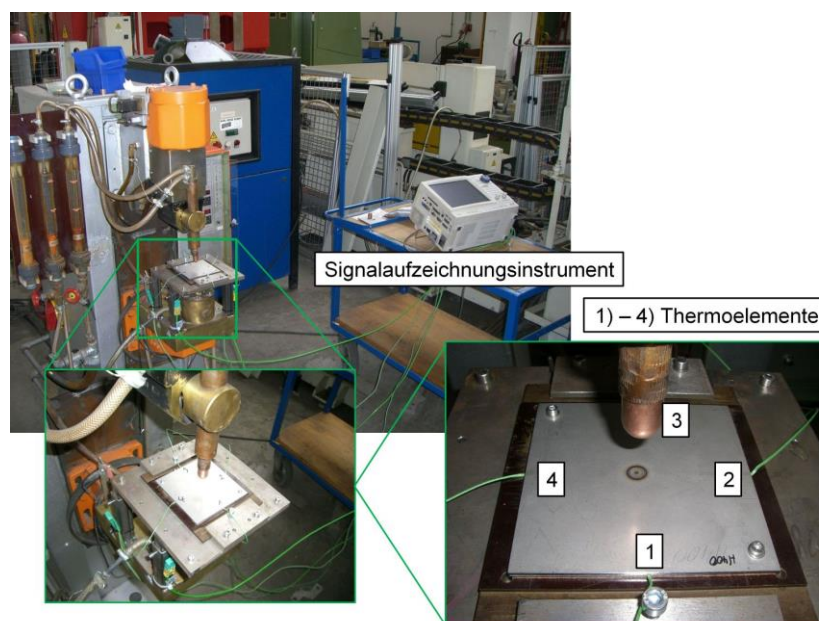


Abbildung 7.25: Messaufbau zur Temperaturmessung beim Widerstandspunktschweißen

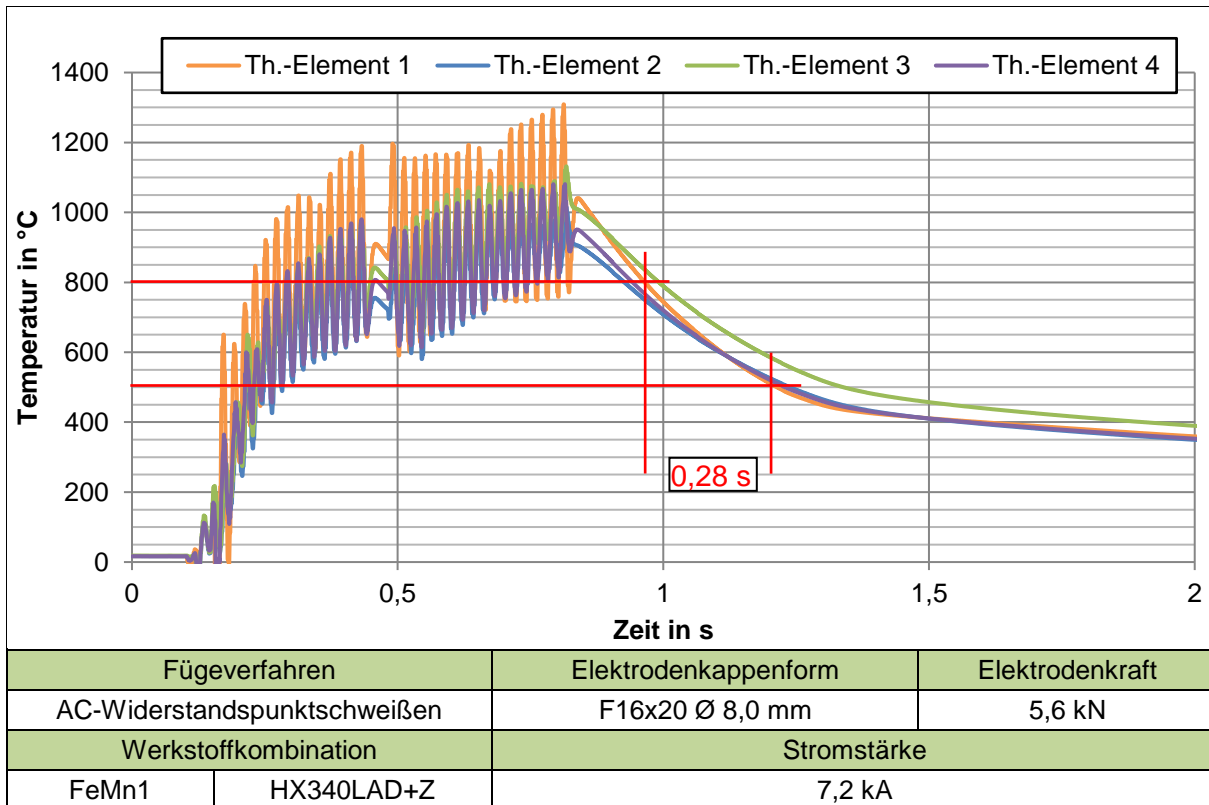


Abbildung 7.26: Temperatur-Zeit-Verlauf einer FeMn1/HX340LAD+Z-Widerstandspunktschweißung

Ein beispielhafter Temperaturverlauf einer FeMn1/HX340LAD+Z-Widerstandspunktschweißverbindung ist in Abbildung 7.26 dargestellt. Die Temperaturkurven zeigen deutlich die beiden Stromimpulse von je 340 ms und die Pausenzeit von 40 ms. Durch den 50 Hz-Wechselstrom wird die Messung gestört, sodass keine exakten Temperaturen gemessen werden können. Nach dem Durchfahren der Stromzeit zeigen die Thermoelemente wieder auswertbare Werte an und die Abkühlzeiten in Form der $t_{8,5}$ -Zeiten können ermittelt werden, vgl. Tabelle 7.6.

Für alle Werkstoffkombinationen ergeben sich gerundete $t_{8,5}$ -Zeiten von 0,3 s. Die nahezu einheitliche Wärmeabgabe gründet in den Kupferelektroden. Da nach dem Schweißvorgang eine Nachhaltezeit von 300 ms besteht, wird in dieser Zeit durch die angespressten wassergekühlten Elektroden die meiste Wärme aus dem Blech abgeführt. Für die Simulation kann eine einheitliche Abkühldauer aller Mischverbindungen angenommen werden.

Tabelle 7.6: $t_{8,5}$ -Zeiten der einzelnen Werkstoffkombinationen beim Widerstandspunktschweißen

Werkstoffkombination	FeMn1/ HX340LAD+Z	FeMn2/ HX340LAD+Z	1.4301/ HX340LAD+Z	1.4376/ HX340LAD+Z
$t_{8,5}$ -Zeit in s	0,26	0,28	0,28	0,25

7.2.3 Fügen unverzinkter Mischverbindungen

Um sicherzustellen, dass es sich bei eventuell auftretenden Rissen um LME-Risse handelt, die durch das Zink verursacht werden, und nicht um Heißrisse, werden sämtliche Kombinationen zuerst mit unverzinkten Blechen mit den in der Schweißbereichsermittlung in Kapitel 7.2.1 genannten Parametern geschweißt. Da HX340LAD+Z nur im verzinkten Zustand vorlag, wird die Oberflächenbeschichtung vorher chemisch entfernt.

Die geschweißten Mischverbindungen aus unverzinktem FeMn1 und unverzinktem HX340LAD zeigen in allen vier Elektrodenkappendurchmesser-Elektrodenkraft-Parameterkombinationen über die gesamten Schweißbereiche weder oberflächlich noch im Querschliff Risse. Abbildung 7.27 zeigt beispielhaft je eine Makroaufnahme des austenitischen Werkstoffs sowie einen Querschliff (Austenit oben, HX340LAD unten) der Schweißverbindung pro Variante, geschweißt jeweils mit der maximalen Stromstärke des jeweiligen Schweißbereiches.

Auch die FeMn2/HX340LAD-Verbindungen weisen weder äußerlich noch im Inneren Risse auf, Abbildung 7.28.

Bei den Untersuchungen der beiden CrNi-Stähle in Kombination mit HX340LAD wurden ebenfalls keine Risse entdeckt, vergleiche Abbildung 7.29 und Abbildung 7.30.

Die Untersuchung der Punktschweißungen ohne Zinkbeschichtung zeigt, dass sich sämtliche Mischverbindungen ohne Risse schweißen lassen und in diesem Zustand in der Fertigung eingesetzt werden können.

7.2.4 Fügen oberflächenveredelter Mischverbindungen

In diesem Versuchsabschnitt werden sämtliche Kombinationen mit verzinkten Blechen mit den in der Schweißbereichsermittlung genannten Parametern geschweißt. Da die CrNi-Stähle keinen Zinküberzug benötigen, um Korrosionsschutz zu gewährleisten, werden diese zwecks Vergleichbarkeit mit den FeMn-Güten vorher elektrolytisch verzinkt.

Die Länge der möglicherweise auftretenden Risse wird nach den Versuchen auf der Blechoberfläche des jeweils austenitischen Fügepartners erfasst. Sie werden in Mittenrisse, die im Inneren des Elektrodenkappeneindrucks im Schweißpunkt auftreten, und Randrisse, die am äußeren Rand initiiert werden, unterschieden. Entsprechend Abbildung 7.31 werden Randrisse über den Radius R und Winkel α ausgemessen. Die Risslänge L ist direkt proportional

zum Radius und Winkel und wird nach Gleichung 7.8 für den Kreisbogen berechnet:

$$L = 2\pi R \frac{\alpha}{360^\circ} \quad (7.8)$$

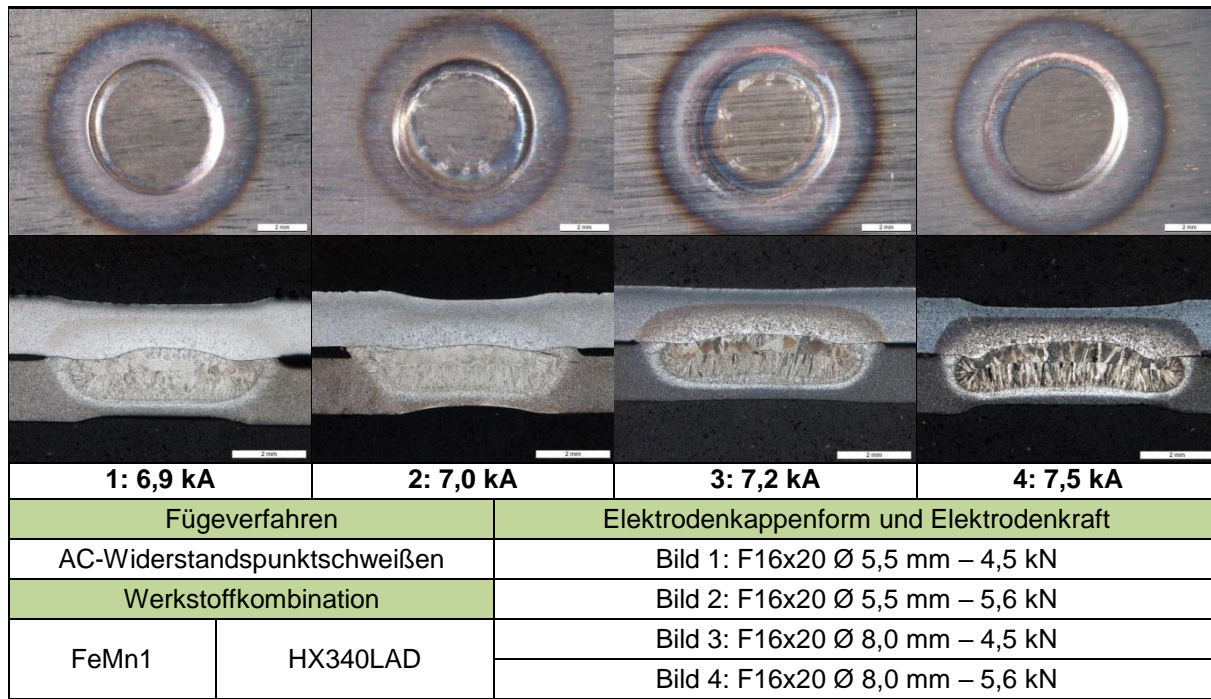


Abbildung 7.27: FeMn1/HX340LAD: Makroaufnahmen und Querschliffe der vier Parameterkombinationen

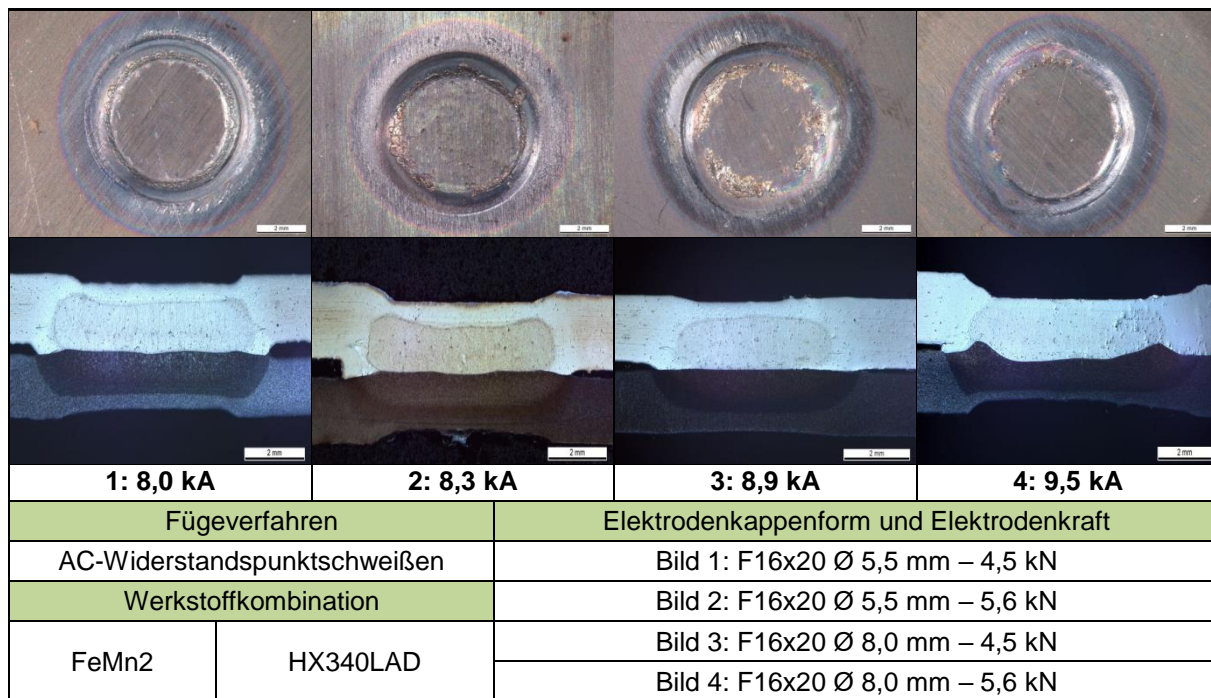


Abbildung 7.28: FeMn2/HX340LAD: Makroaufnahmen und Querschliffe der vier Parameterkombinationen

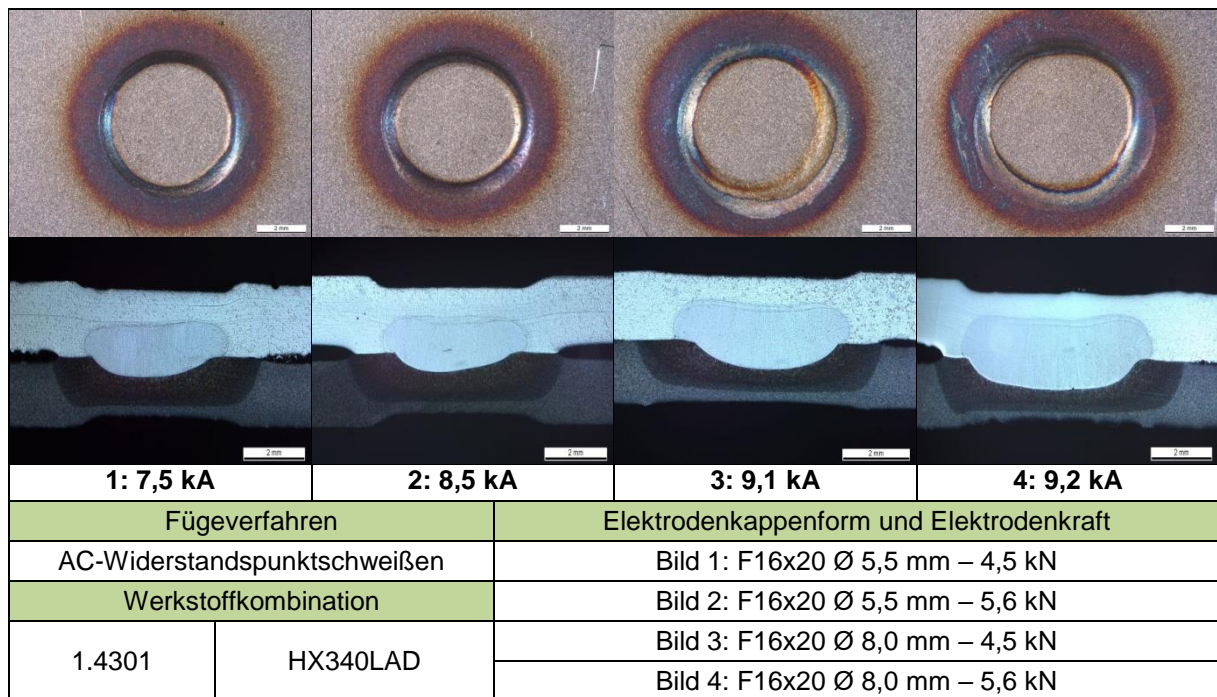


Abbildung 7.29: 1.4301/HX340LAD: Makroaufnahmen und Querschliffe der vier Parameterkombinationen

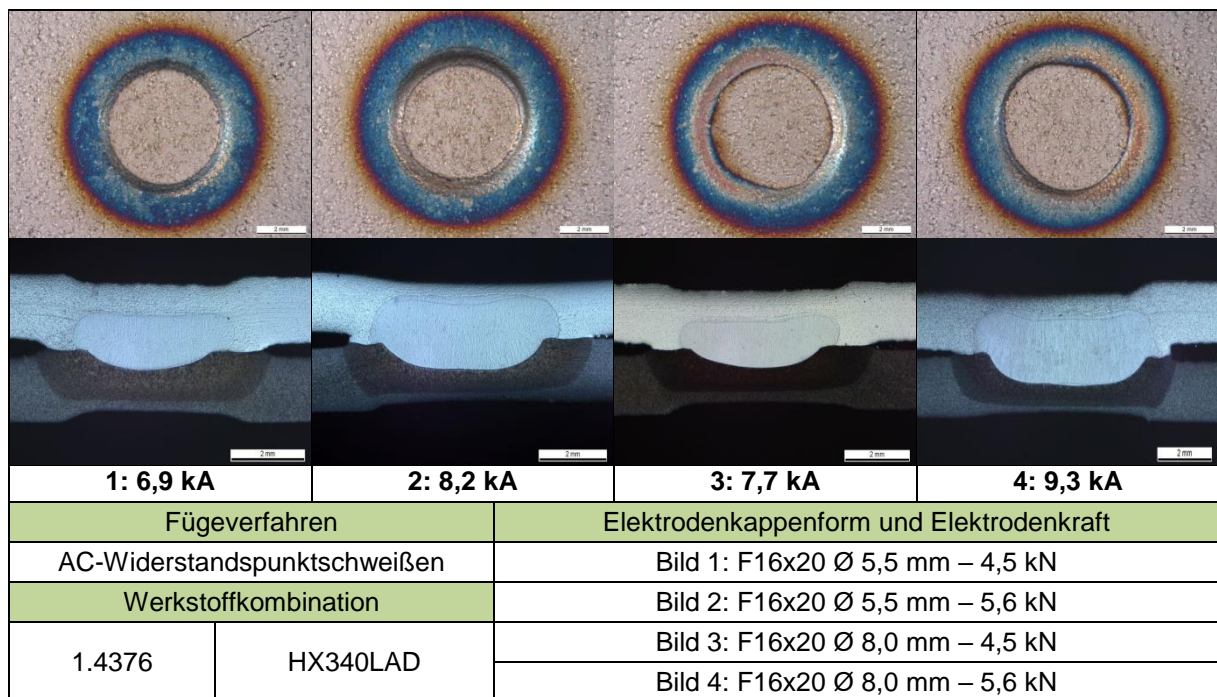


Abbildung 7.30: 1.4376/HX340LAD: Makroaufnahmen und Querschliffe der vier Parameterkombinationen

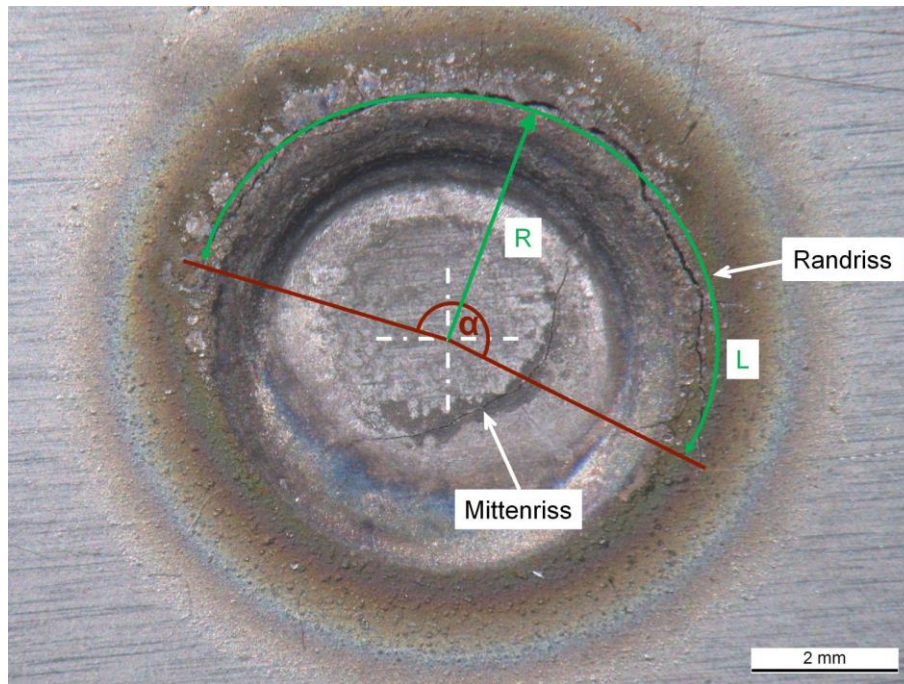


Abbildung 7.31: Auswertung des Randrisses an der Schweißlinsoberfläche des austenitischen Blechs
Radius R , Länge L , Winkel α

Pro Schweißstromstärke des jeweiligen Schweißbereichs werden drei Proben gefügt. Für jeden Versuch zeigen folgende Abbildungen in Form eines Säulendiagramms die Längen der Rand- und Mittenrisse, insofern vorhanden, auf der Oberfläche des austenitischen Blechs über der Stromstärke aufgetragen. Im unteren Teil sind Makroaufnahmen der Schweißlinsoberfläche des austenitischen Fügepartners sowie Querschliffe (austenitischer Werkstoff oben, HX340LAD+(Z) unten) der Verbindung der niedrigsten, mittleren sowie maximalen Stromstärke des Schweißstrombereichs abgebildet.

FeMn1+Z / HX340LAD+Z

Zuerst werden Punktschweißungen von FeMn1+Z in Kombination mit HX340LAD+Z mit der Parameterkombination aus den Elektrodenkappen F16x20 Ø 5,5 mm und der Elektrodenkraft 4,5 kN durchgeführt, Abbildung 7.32.

Der Schweißbereich bei den Versuchen mit kleinem Elektrodenkappendurchmesser von 5,5 mm und der niedrigen Elektrodenkraft von 4,5 kN liegt zwischen 6,0 und 6,9 kA. Es werden somit 10 Stromstärken in 0,1 kA Abständen untersucht. Die am unteren Ende des Schweißstrombereichs mit 6,0 kA geschweißten Proben weisen eine Randrisslänge von 10,5 mm auf. Mit Erhöhung der Stromstärke nimmt die Randrisslänge kontinuierlich zu und erreicht beim Schweißbereichsmaximum (6,9 kA) einen Wert von 14,2 mm. Mittenrisse treten nur bei den Stromstärken 6,6 und 6,8 kA auf. Ihre Längen betragen 0,4 bzw. 0,7 mm. Bei allen Proben treten LME-Risse auf.

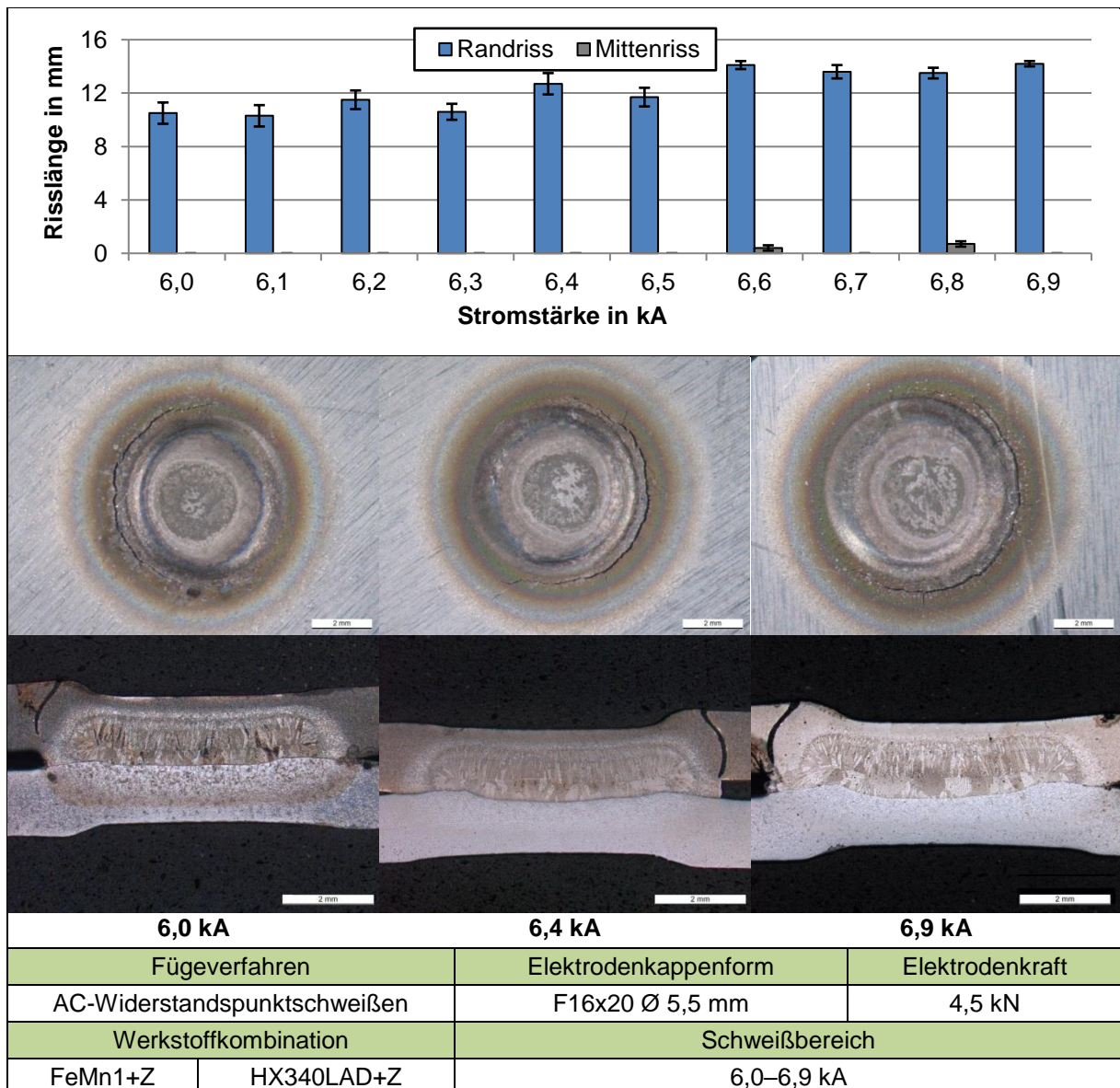


Abbildung 7.32: FeMn1+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 5,5 mm und Elektrodenkraft 4,5 kN

Die Ergebnisse mit den Elektrodenkappen F16x20 Ø 8,0 mm und der Elektrodenkraft 4,5 kN zeigt Abbildung 7.33.

Der Schweißbereich beim großen Elektrodenkappendurchmesser von 8,0 mm und der niedrigen Elektrodenkraft von 4,5 kN liegt zwischen 6,4 und 7,2 kA. Es werden somit 9 Stromstärken in 0,1 kA Abständen untersucht. Die am unteren Ende des Schweißstrombereichs mit 6,4 kA geschweißten Proben weisen eine Randrisslänge von 9,0 mm auf. Bei Erhöhung des Stroms um 0,2 kA auf 6,6 kA nimmt die Randrisslänge zunächst auf 7 mm ab, steigt dann aber bis zum oberen Limit von 7,2 kA weiter auf 11,6 mm an. Bei 7 von 9 Stromstärken sind Mittenrisse vorhanden. Die gemittelte Mittenrisslänge schwankt zwischen 3,2 mm bei 6,6 kA und 5,6 mm bei 6,7 kA. Ein Zusammenhang von Mittenrisslänge und Stromstärke lässt sich nicht erkennen. Bei allen Proben treten LME-Risse auf.

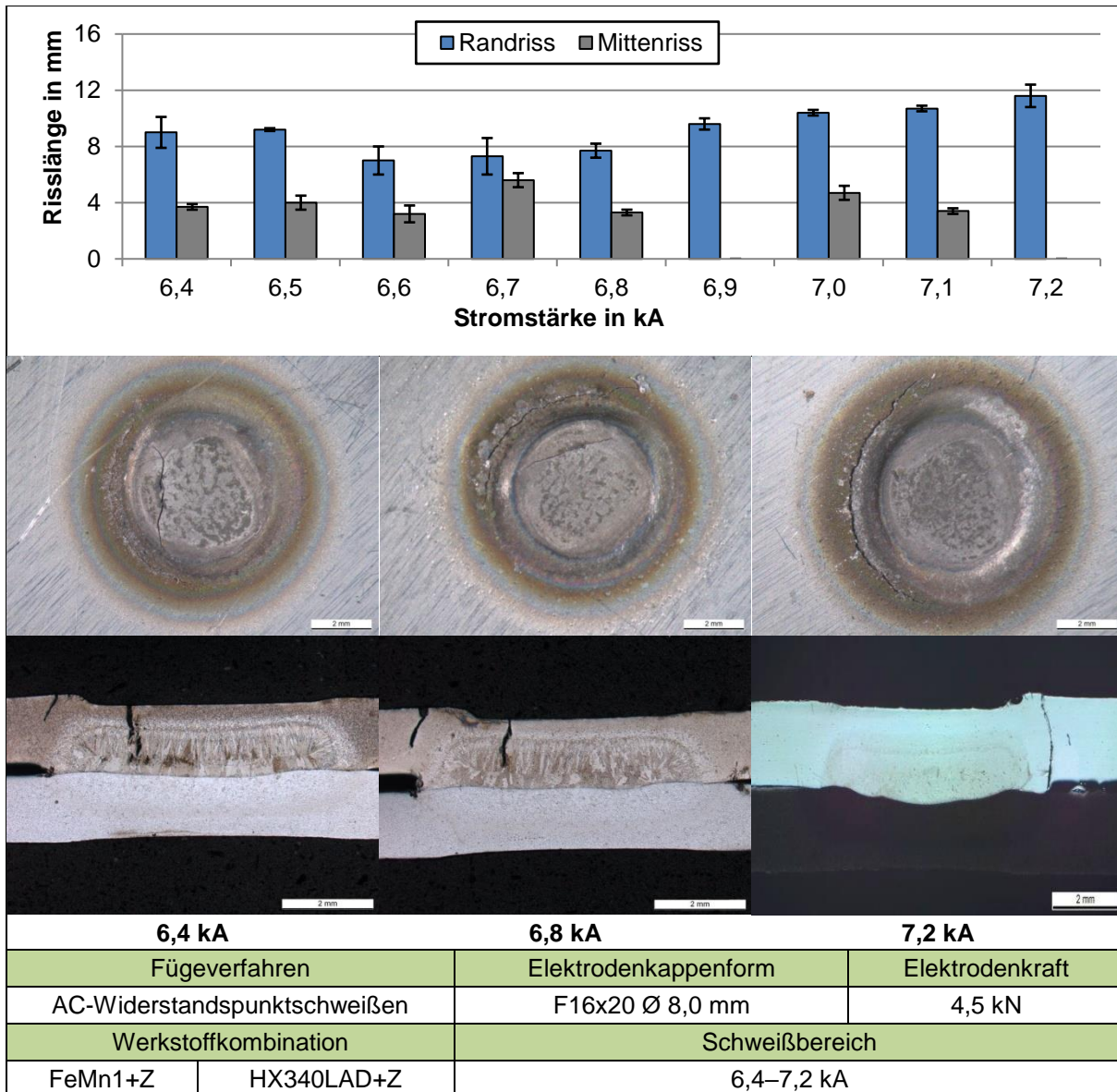


Abbildung 7.33: FeMn1+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm und Elektrodenkraft 4,5 kN

Eine Übersicht der Punktschweißungen mit der Kombination Kappe F16x20 Ø 5,5 mm und Kraft 5,6 kN ist in Abbildung 7.34 dargestellt.

Die am Schweißstrombereichsminimum mit 6,3 kA geschweißten Proben weisen eine Randrisslänge von 9,9 mm und eine Mittenrisslänge von 0,5 mm auf. Bei 6,4 kA steigen die Randrisslänge auf 10,2 mm und die Mittenrisslänge auf 3,3 mm. Mit weiterer Stromstärkenenerhöhung nimmt die Randrisslänge kontinuierlich zu und erreicht beim Schweißstrombereichsmaximum (7,0 kA) einen Wert von 12,1 mm. Die gemittelte Mittenrisslänge schwankt dagegen über den gesamten Schweißstrombereich zwischen 0,5 und 5,4 mm; hier lässt sich keine Abhängigkeit von der Stromstärke erkennen. Randrisse werden mit zunehmender Stromstärke länger. Bei allen Proben treten LME-Risse auf.

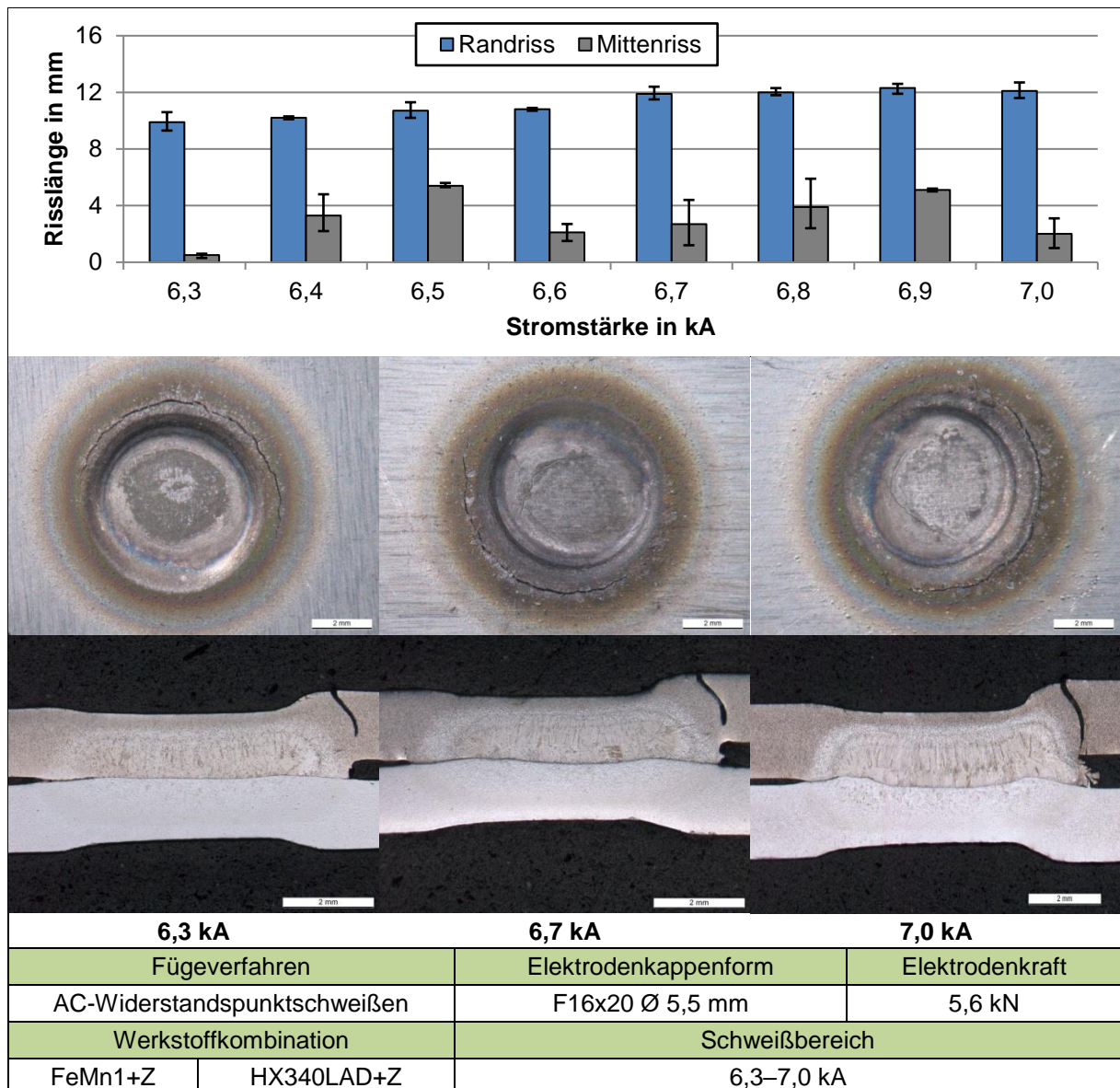


Abbildung 7.34: FeMn1+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 5,5 mm und Elektrodenkraft 5,6 kN

Die letzte Versuchsreihe wird mit der Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm und einer Elektrodenkraft von 5,6 kN durchgeführt, Abbildung 7.35.

Der Schweißbereich beim großen Elektrodenkappendurchmesser von 8,0 mm und der hohen Elektrodenkraft von 5,6 kN liegt zwischen 6,4 und 7,5 kA. Es werden somit 12 Stromstärken in 0,1 kA Abständen untersucht. Die am unteren Ende des Schweißstrombereichs mit 6,4 kA geschweißten Proben weisen eine Randrisslänge von 4,8 mm auf. Mit steigender Stromstärke nimmt die Randrisslänge kontinuierlich zu und erreicht am Schweißstrombereichsmaximum (7,5 kA) einen Wert von 10,2 mm. Mittenrisse treten nur bei den Stromstärken 7,0 und 7,4 kA auf. Ihre Längen betragen 1,9 bzw. 1,1 mm. Bei allen Proben treten LME-Risse auf. Im Vergleich zur Versuchsreihe mit dem geringeren Kappendurchmesser ist zu erkennen, dass nur in zwei Versuchen Mittenrisse auftreten; die Randrisslänge ist kürzer.

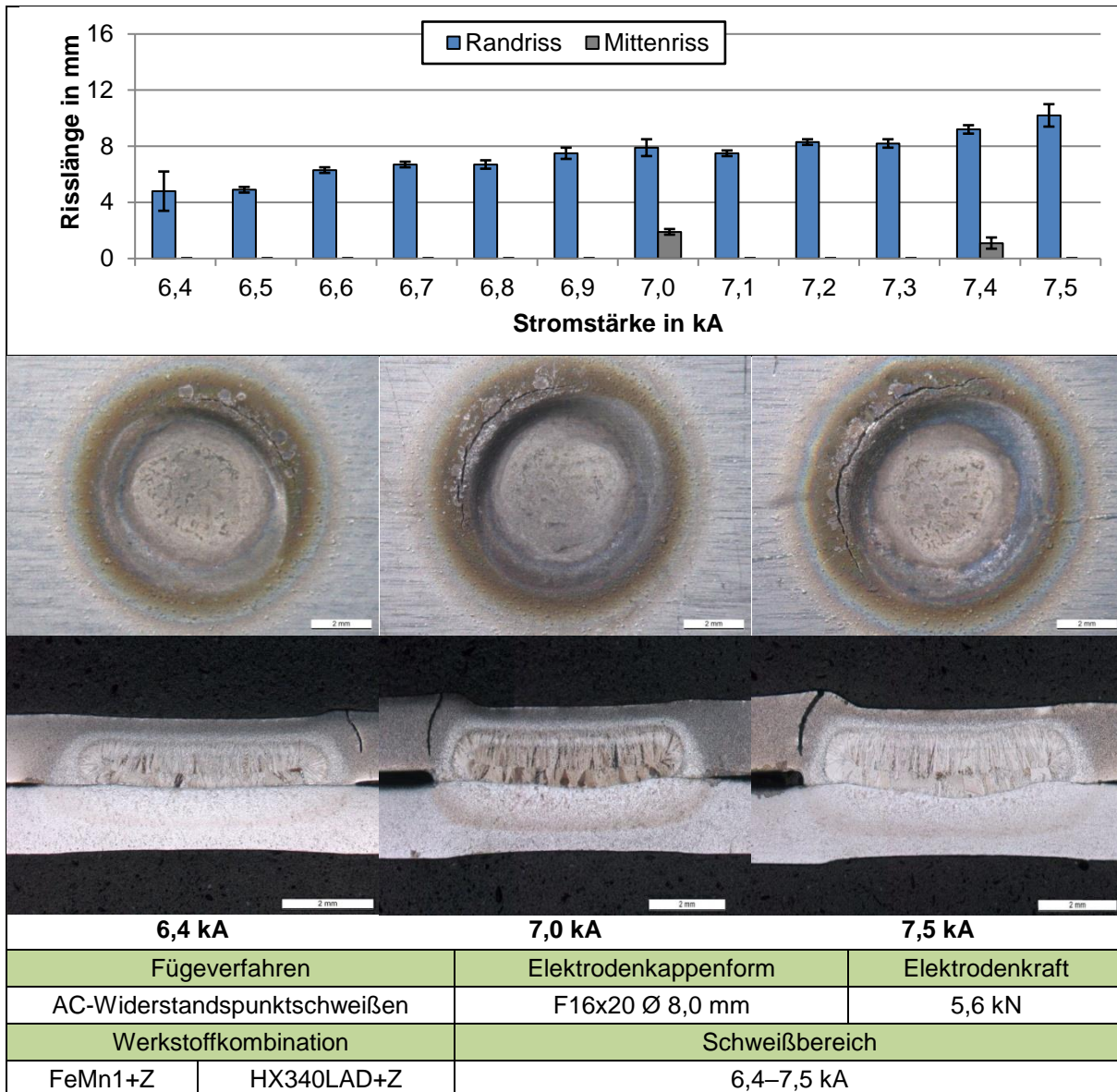


Abbildung 7.35: FeMn1+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm und Elektrodenkraft 5,6 kN

Die Untersuchungen der Schweißbereiche der vier unterschiedlichen Elektrodenkraft-Elektrodenkappendurchmesser-Kombinationen in Hinblick auf die Rissanfälligkeit haben ergeben, dass eine Verringerung der Randrisslänge gegenüber dem Ausgangswert um bis zu 50 % möglich ist. Erreicht wird diese durch den Einsatz einer Elektrodenkappe mit einem Arbeitsflächendurchmesser von 8,0 mm und einer Elektrodenkraft von 5,6 kN gegenüber der Referenzschweißung mit einer 5,5 mm-Elektrodenkappe und 4,5 kN-Elektrodenkraft. Mittenrisse werden ebenfalls um die Hälfte reduziert. Hierbei zeigen sich jedoch die geringsten Risslängen bei der 4,5 kN-5,5 mm-Kombination. Abbildung 7.36 stellt dazu die innerhalb des Schweißstrombereiches über alle Stromstärken gemittelte Risslänge für die vier Elektrodenkraft-Kappen-Kombinationen gegenüber.

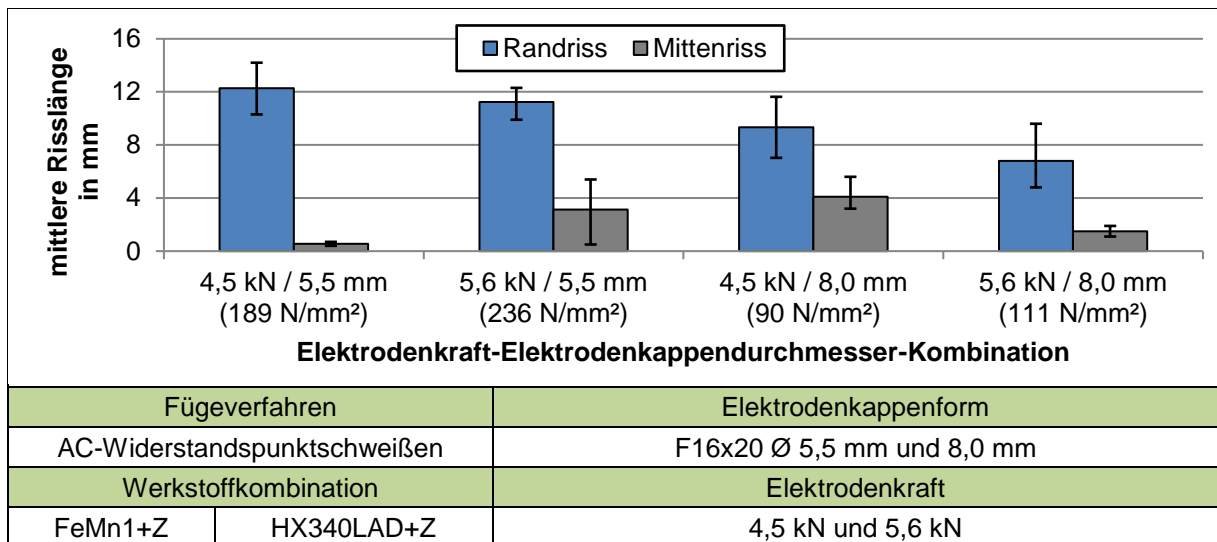


Abbildung 7.36: FeMn1+Z/HX340LAD+Z: Risslängen gemittelt über alle Stromstärken in Abhängigkeit der Elektrodenkraft-Elektrodenkappendurchmesser-Kombination

Abbildung 7.37 stellt übersichtlich das prozentuale Rissvorkommen bei den Punktschweißungen der unterschiedlichen Kombinationen dar. Bei allen Versuchen liegen ausnahmslos Randrisse vor. Mittenrisse treten zudem bei jedem Schweißversuch mit der 4,5 kN-5,5 mm-Kombination auf. In 75 % der Fälle zeigen sich bei der 4,5 kN-8,0 mm-Kombination Risse in der Schweißlinsenmitte. Die Anzahl an Mittenrissen von 5,6 kN-8,0 mm (20 %) und 5,6 kN-5,5 mm (16,7 %) liegt auf einem ähnlichen Niveau.

Ein Zusammenhang zwischen der Flächenpressung und dem Auftreten der Mittenrisse kann nicht zweifelsfrei ermittelt werden. Beim höchsten Druck von 236 N/mm², den die 5,6 kN-5,5 mm-Kombination aufweist, treten die wenigsten Risse auf, was durch ein „Zudrücken“ der LME-Risse bewirkt wird. Jedoch zeigen die Versuche mit der zweithöchsten Flächenpressung die meisten Mittenrisse.

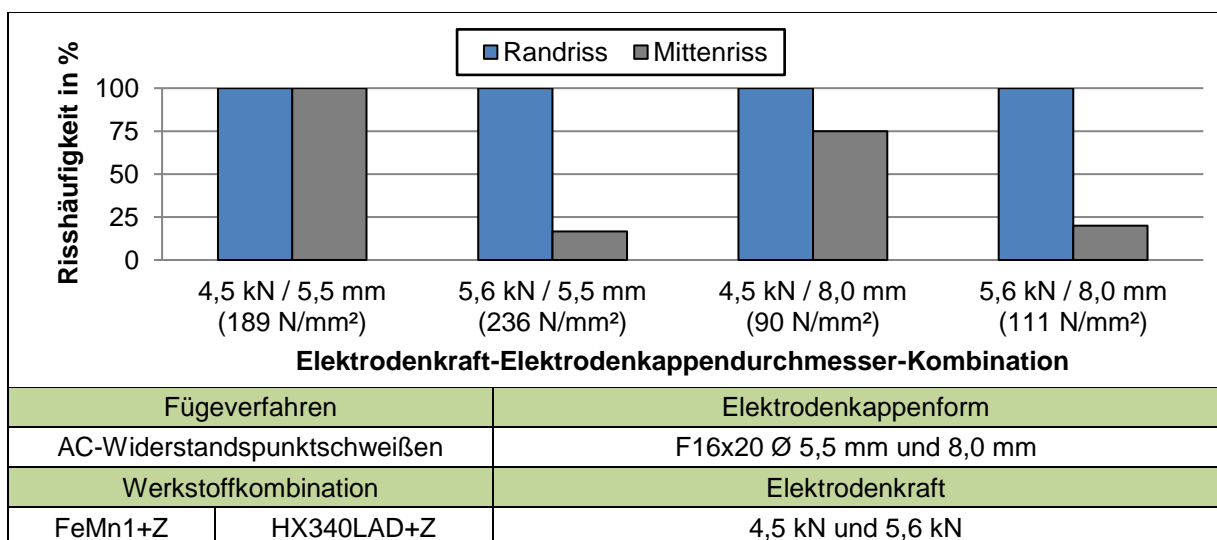


Abbildung 7.37: FeMn1+Z/HX340LAD+Z: Risshäufigkeit in Abhängigkeit der Elektrodenkraft-Elektrodenkappendurchmesser-Kombination

Bei der Kombination aus hoher Kraft und großem Elektrodenkappendurchmesser treten die kürzesten Risse auf, da zum einen durch die größere Fläche die Wärmeableitung besser ist und zum anderen durch die erhöhte Kraft eine Verringerung des Kontaktwiderstandes erfolgt, wodurch ebenfalls weniger Wärme in den Werkstoff eingebracht wird. Eine Vermeidung der Risse kann für FeMn1+Z nicht erzielt werden.

FeMn2+Z / HX340LAD+Z

Für die Punktschweißungen der zweiten FeMn-Stahlgüte im verzinkten Zustand mit HX340LAD+Z zeigt Abbildung 7.38 der Übersicht halber nur die Kombination mit der Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm und der Elektrodenkraft 5,6 kN. Die Messergebnisse der übrigen drei Kombinationen sind dem Anhang zu entnehmen.

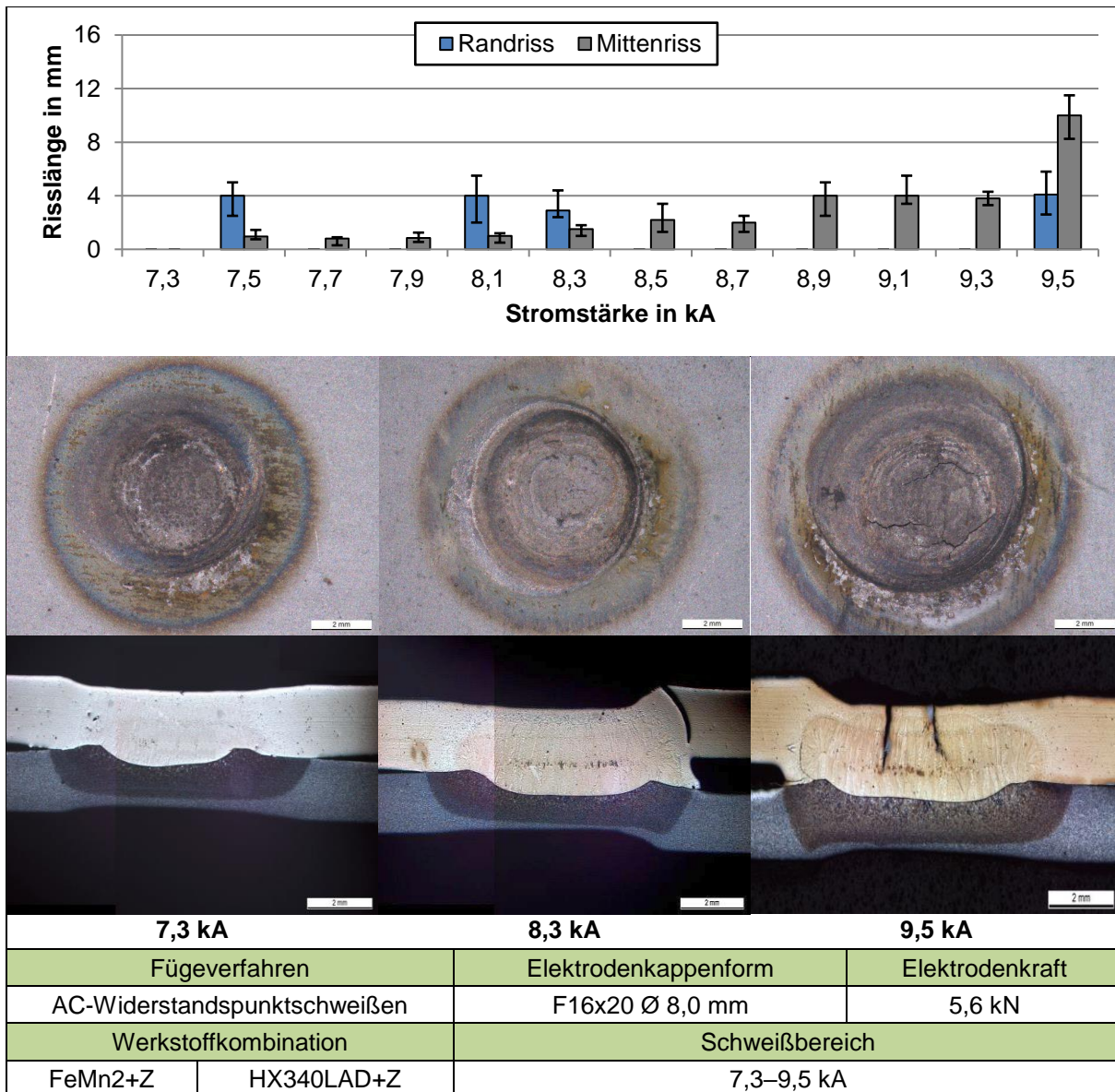


Abbildung 7.38: FeMn2+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm und Elektrodenkraft 5,6 kN

Der Schweißbereich beim großen Elektrodenkappendurchmesser von 8,0 mm und der hohen Elektrodenkraft von 5,6 kN liegt zwischen 7,3 und 9,5 kA. Es werden 12 Stromstärken in 0,2 kA-Schritten untersucht. Die Schweißverbindungen mit minimaler Stromstärke (7,3 kA) zeigen keine Risse. Bei den übrigen Stufen gibt es vereinzelt Randrisse von 2,9 bis 4 mm Länge. Mittenrisse liegen zwischen 0,8 und 4 mm, weisen aber bei der maximalen Stromstärke (9,5 kA) eine Länge von 10 mm auf. Bis auf die niedrigste Stromstärke treten bei allen Proben LME-Risse auf. Allerdings überwiegen hier Mittenrisse, die bei allen rissbehafteten Proben vorkommen. Lediglich in 4 von 11 Fällen zeigen sich Randrisse.

Die Untersuchungen der Schweißbereiche der unterschiedlichen Elektrodenkraft-Elektrodenkappendurchmesser-Kombinationen in Hinblick auf die Rissanfälligkeit ergeben, dass wie auch bei FeMn1+Z eine Verringerung der Randrisslänge um bis zu 50 % möglich ist, vgl. Abbildung 7.39. Erreicht wird diese hier allerdings durch den Einsatz einer Elektrodenkappe mit einem Durchmesser von 8,0 mm und einer Elektrodenkraft von 4,5 kN gegenüber der Referenzschweißung mit einer 5,5 mm-Elektrodenkappe und 4,5 kN-Elektrodenkraft. Mittenrisse können ebenfalls um die Hälfte reduziert werden. Hierbei zeigen sich jedoch die geringsten Risslängen bei der 4,5 kN-8,0 mm-Kombination.

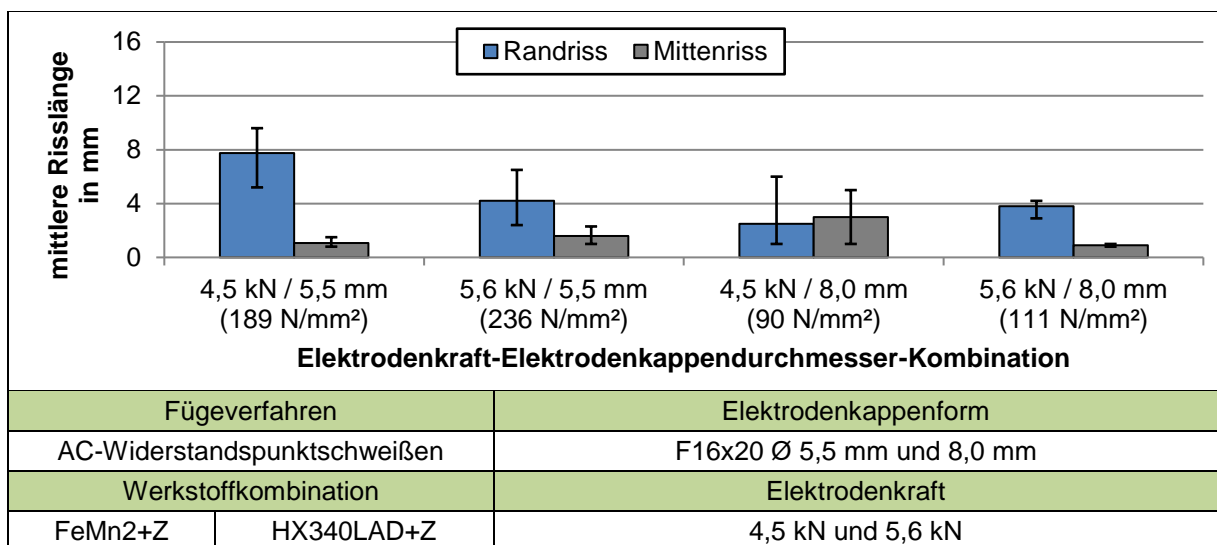


Abbildung 7.39: FeMn2+Z/HX340LAD+Z: Risslängen gemittelt über alle Stromstärken in Abhängigkeit der Elektrodenkraft-Elektrodenkappendurchmesser-Kombination

In Abbildung 7.40 ist das prozentuale Rissvorkommen bei den Punktschweißungen der unterschiedlichen Kombinationen dargestellt. Randrisse treten bei jedem Schweißversuch mit der 4,5 kN-5,5 mm-Kombination auf. Mittenrisse können in 37,5 % der Fälle festgestellt werden. Mit der 5,6 kN-5,5 mm-Kombination wurden in 87,5 % der Versuche Risse am Rand und in 37,5 % in der Schweißlinsenmitte ermittelt. Bei den 4,5 kN-8,0 mm Versuchen sind 70 % der Schweißungen mit Rand- und 20 % mit Mittenrissen behaftet. Bei den Verbindungen mit 5,6 kN Kraft und 5,5 mm Elektrodenkappendurchmesser weist nur noch jede dritte Probe

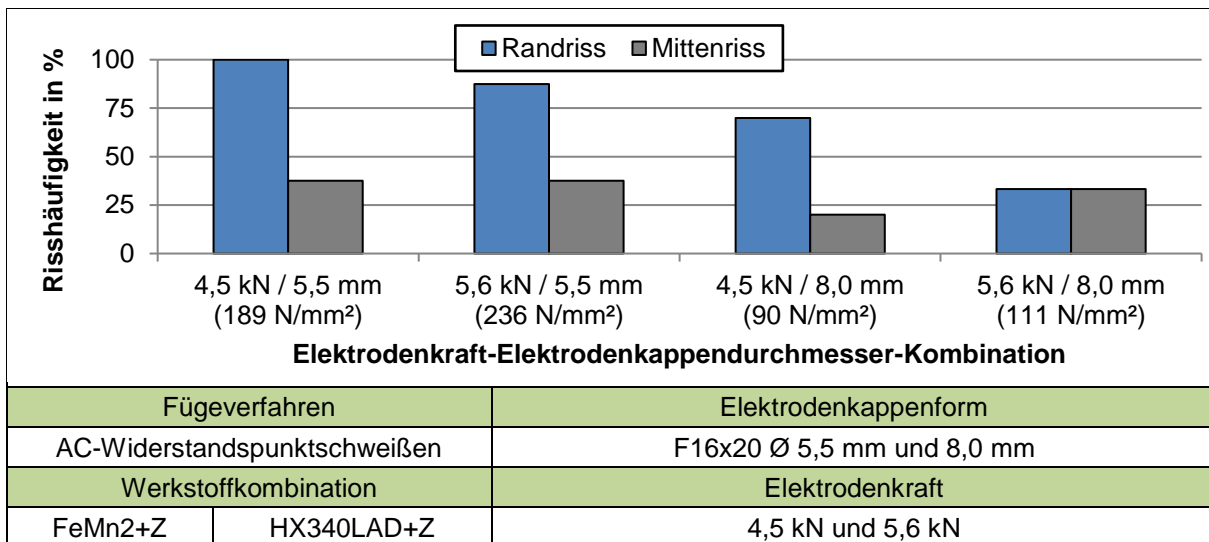


Abbildung 7.40: FeMn2+Z/HX340LAD+Z: Riss­häufigkeit in Ab­hän­gig­keit der Elektrodenkraft-Elektrodenkappendurchmesser-Kombination

Rand- sowie Mittenrisse auf. Ein Zusammenhang zwischen der Flächenpressung und dem Auftreten der Mittenrisse kann nicht ermittelt werden. Beim höchsten Druck von 236 N/mm² (5,6 kN-5,5 mm-Kombination) treten im Gegensatz zu FeMn1+Z die meisten Mittenrisse auf. Mit steigender Elektrodenkraft und -durchmesser wird die Häufigkeit der auftretenden Risse von 100 % auf 33 % reduziert.

FeMn2+Z verhält sich hinsichtlich der Rissanfälligkeit anders als FeMn1+Z. Die Radien der Randrisse sind bei beiden Werkstoffen etwa gleich, was durch die Elektrodenkappengeometrie begründet ist. Es treten jedoch im Falle des größeren Kappendurchmessers bei FeMn2+Z wesentlich weniger Randrisse als bei FeMn1+Z auf. Auch sind die Randrisse bei FeMn2+Z grundsätzlich kürzer als bei FeMn1+Z, obwohl die Schweißstrombereiche größere Stromstärken abdecken. Die im Vergleich zum FeMn1+Z-Stahl weniger starke Neigung und Ausbildung von Rissen liegt am geringeren Siliziumgehalt.

1.4301+Z / HX340LAD+Z

Von den CrNi-Stählen werden zuerst Punktschweißungen mit dem Stahl 1.4301+Z in Kombination mit HX340LAD+Z durchgeführt. Abbildung 7.41 zeigt beispielhaft die Ergebnisse der Versuchsreihe mit Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm und Elektrodenkraft 5,6 kN. Die übrigen Kombinationen sind im Anhang dargestellt.

Der Schweißbereich für die 5,6 kN-8,0 mm-Kombination liegt zwischen 7,3 und 9,2 kA. Es werden 11 Stromstärken in 0,2 kA Schritten untersucht. Die Schweißverbindungen in der ersten Hälfte des Stromstärkenbereichs zeigen bis auf eine Ausnahme (Mittenriss bei 7,5 kA) keine LME-Risse. In der oberen Hälfte (8,3–9,2 kA) treten bei allen Proben sowohl Rand- als auch Mittenrisse auf. Die Randrisslängen reichen von 7,5 bis 11,4 mm. Mittenrisse erreichen

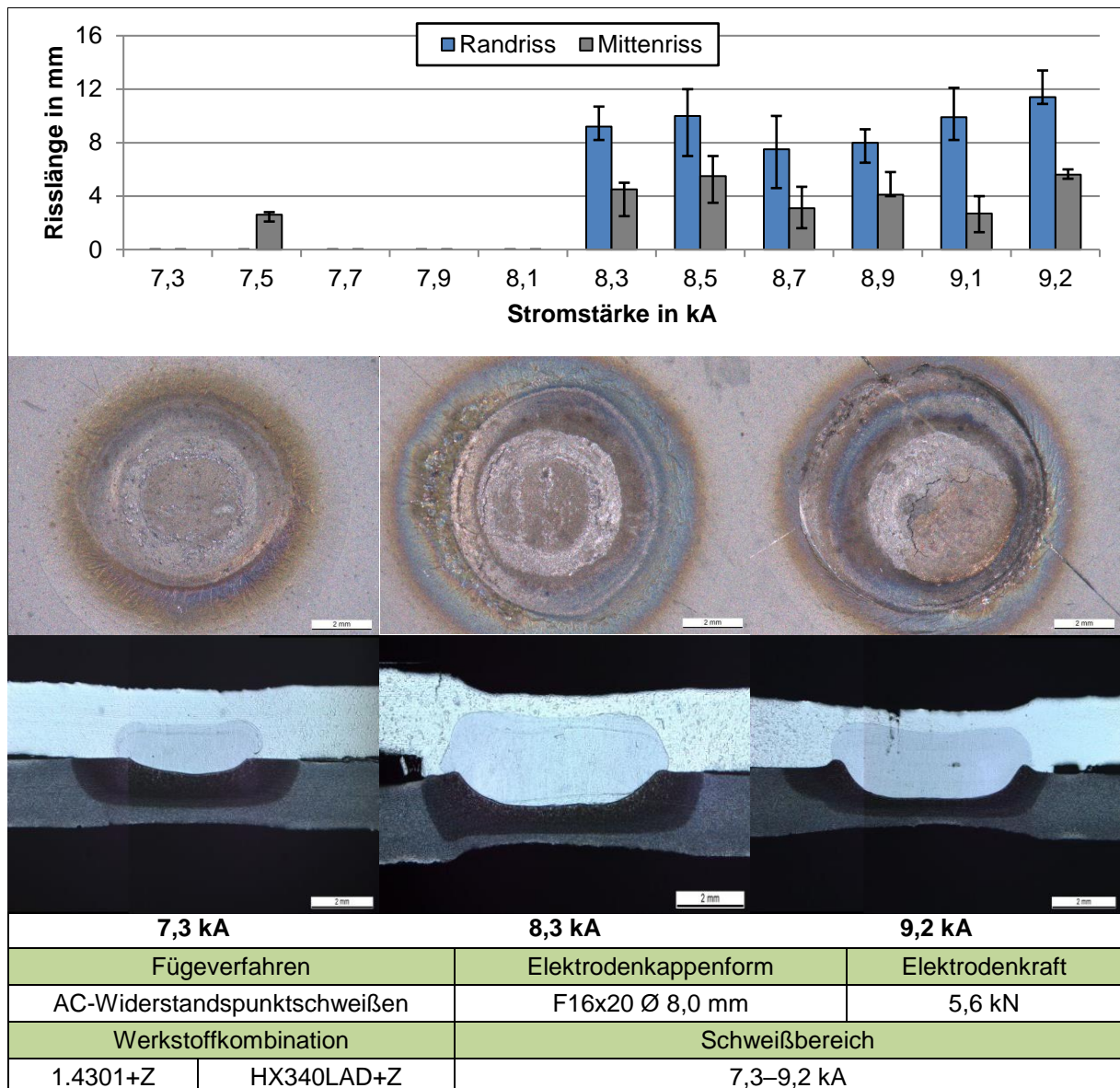


Abbildung 7.41: 1.4301+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm und Elektrodenkraft 5,6 kN

mittlere Längen von 2,5 bis 5,8 mm. Die längsten Risse treten bei der größten Stromstärke (9,2 kA) auf.

Die Untersuchungen der Schweißbereiche auf die Rissanfälligkeit ergeben, dass die Risslängen sowohl bei den Rand- als auch den Mittenrissen in allen vier Kombinationen auf vergleichbarem Niveau liegen und daher keine Kombination uneingeschränkt zu empfehlen ist, vergleiche Abbildung 7.42.

Abbildung 7.43 zeigt das prozentuale Rissvorkommen der unterschiedlichen Kombinationen. Mittenrisse treten bei jedem Schweißversuch mit der 4,5 kN-5,5 mm-Kombination auf; Randrisse können in 60 % der Versuche festgestellt werden. Mit der 5,6 kN-5,5 mm-Kombination wurden in 83,3 % der Proben Randrisse und in 66,7 % Mittenrisse beobachtet. Bei den

4,5 kN-8,0 mm Versuchen sind nur jede Dritte der Schweißungen mit Rand- und jede Vierte mit Mittenrissen behaftet. Dies sind die geringsten gemessenen Werte. Bei den Versuchen mit 5,6 kN Kraft und 5,5 mm Elektroden Durchmesser sind 55 % mit Randrissen und 64 % mit Mittenrissen versehen. Ein Zusammenhang zwischen der Flächenpressung und dem Auftreten der Mittenrisse lässt sich nicht feststellen. Bei 1.4301+Z bewirkt die Kombination 4,5 kN-8,0 mm, die den geringsten Druck (90 MPa) ausübt, das geringste Rissvorkommen.

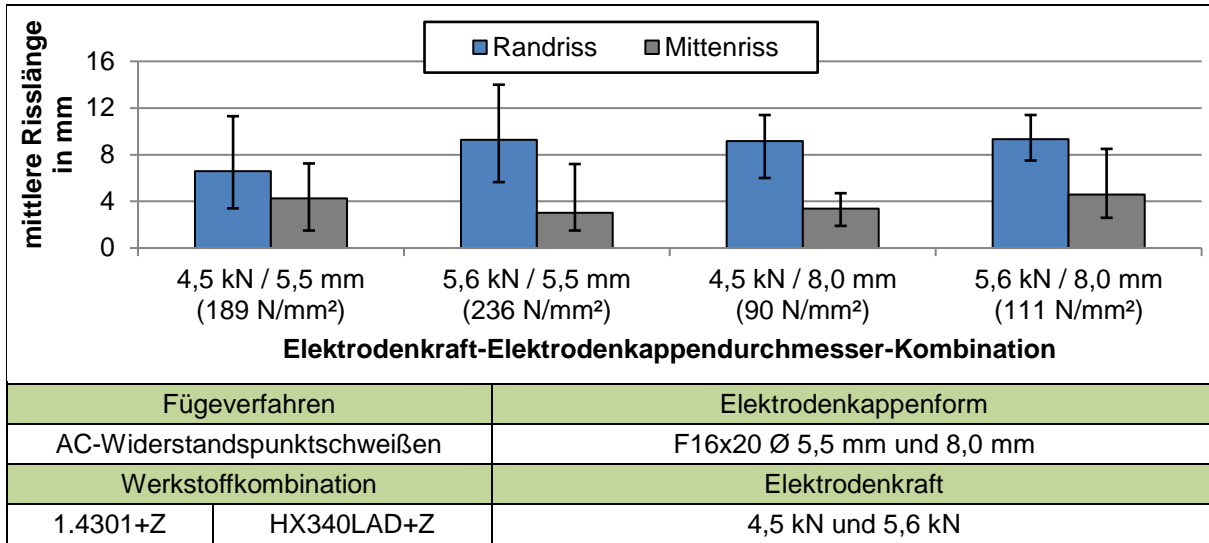


Abbildung 7.42: 1.4301+Z/HX340LAD+Z: Risslängen gemittelt über alle Stromstärken in Abhängigkeit der Elektrodenkraft-Elektrodenkappendurchmesser-Kombination

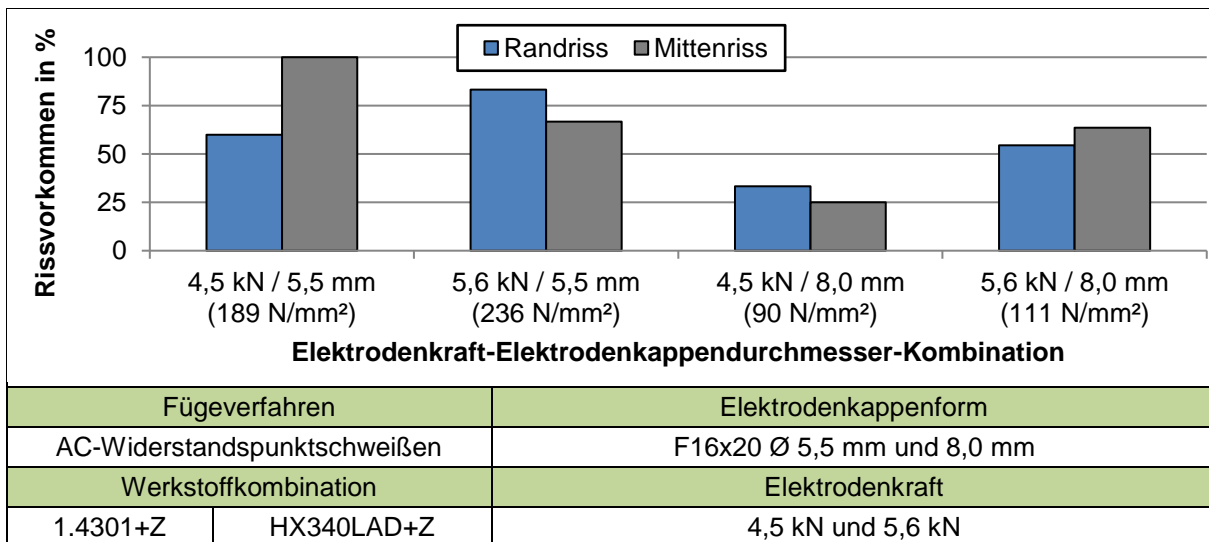


Abbildung 7.43: 1.4301+Z/HX340LAD+Z: Risshäufigkeit in Abhängigkeit der Elektrodenkraft-Elektrodenkappendurchmesser-Kombination

1.4376+Z / HX340LAD+Z

Als zweite CrNi-Stahlgüte wird 1.4376+Z in Kombination mit HX340LAD+Z punktgeschweißt. Die Ergebnisse der Versuche mit der großen Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm und 5,6 kN zeigt Abbildung 7.44. Die restlichen Kombinationen sind im Anhang beschrieben.

Der Schweißbereich für diese Kombination liegt zwischen 7,5 und 9,3 kA, der in 9 Stromstärken in 0,2 kA-Schritten eingeteilt wird. Randrisse werden bei allen Versuchen festgestellt. Sie liegen im Bereich von 2,9–8,4 mm, wobei keine Abhängigkeit von der Höhe des Stroms vorliegt. Mittenrisse treten in 5 der 9 Stufen auf und reichen von 1 bis 3,2 mm. Diese Versuchsreihe zeigt bei allen Proben LME-Risse.

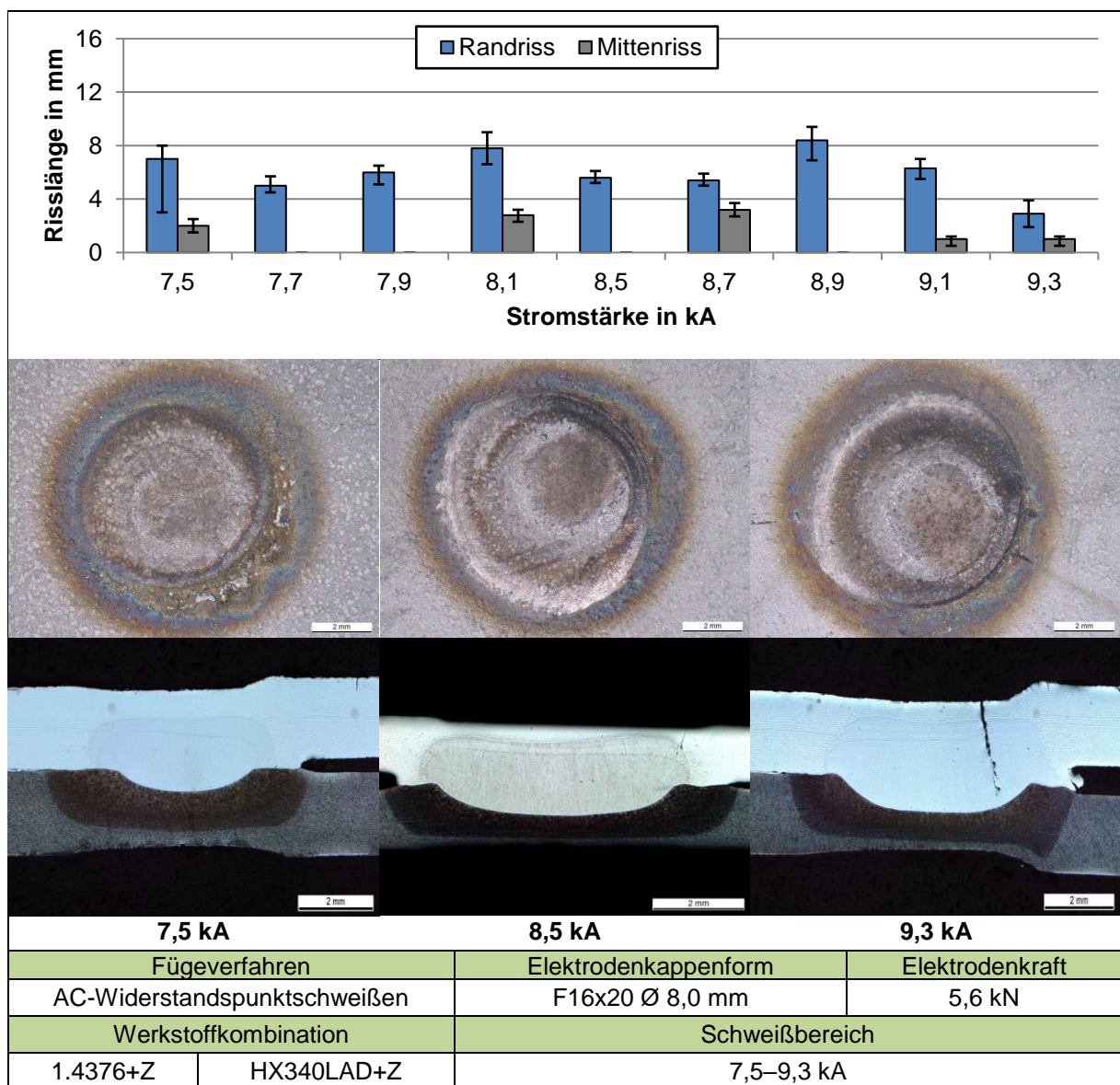


Abbildung 7.44: 1.4376+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm und Elektrodenkraft 5,6 kN

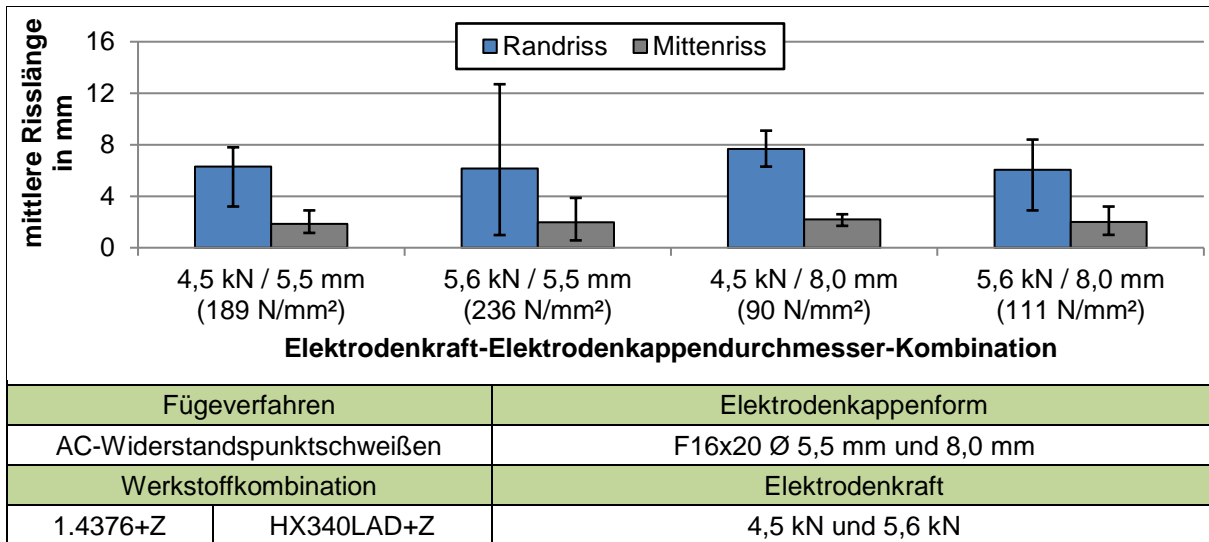


Abbildung 7.45: 1.4376+Z/HX340LAD+Z: Risslängen gemittelt über alle Stromstärken in Abhängigkeit der Elektrodenkraft-Elektrodenkappendurchmesser-Kombination

1.4376+Z zeigt wie der CrNi-Stahl 1.4301+Z, dass es keine uneingeschränkt empfehlenswerte Kombination zur Vermeidung oder Minimierung der Risslängen gibt. Bei allen vier Kraft-Kappen-Kombinationen weisen die gemessenen Risslängen ähnliche Werte auf, wobei die 5,6 kN / 5,5 mm Parameter bei den Randrissen eine sehr breite Streuung aufweisen, vgl. Abbildung 7.45.

In Abbildung 7.46 ist das prozentuale Rissvorkommen bei den Punktschweißungen der unterschiedlichen Kombinationen aufgetragen. Bei der 4,5 kN-5,5 mm-Kombination treten Randrisse in 60 % der Schweißversuche auf. Mittenrisse werden in 80 % der Fälle festgestellt. Mit der 5,6 kN-5,5 mm-Kombination werden in 78 % der Versuche Risse am Rand und in 33 % in der Schweißlinsenmitte gemessen. Bei den 4,5 kN-8,0 mm-Versuchen sind 67 % der Schweißungen mit Rand- und 17 % mit Mittenrissen behaftet, was den geringsten Anteil

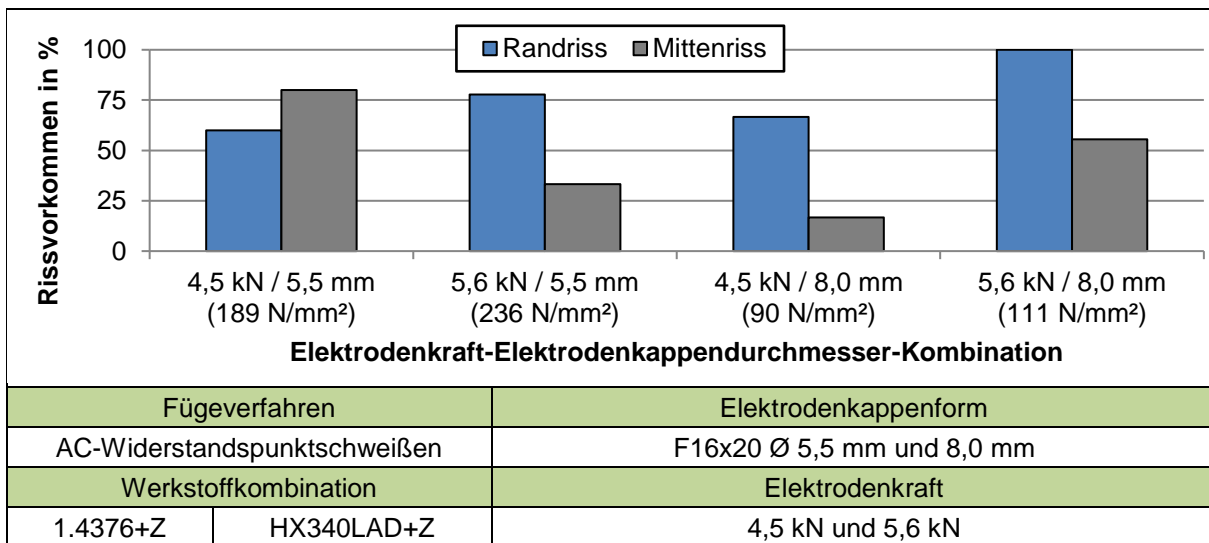


Abbildung 7.46: 1.4376+Z/HX340LAD+Z: Risshäufigkeit in Abhängigkeit der Elektrodenkraft-Elektrodenkappendurchmesser-Kombination

an Rissen in der Mitte bedeutet. Bei den Verbindungen mit 5,6 kN Kraft und 5,5 mm Elektroden­durchmesser sind alle Proben mit Randrissen versehen, Mittenrisse zeigen sich in 56 % der Fälle.

FeMn1+Z / HX340LAD

Nach Überprüfung der Rissanfälligkeit beim Punktschweißen, bei denen jeweils beide Werkstoffe im verzinkten Zustand vorlagen, werden nun Verbindungen erzeugt, bei denen HX340LAD ohne Oberflächenveredelung zur Verfügung stand. Um hier den Versuchsaufwand zu minimieren, wurde nur FeMn1+Z und auch nur mit den Kombinationen Elektroden­kappe F16x20 Ø 5,5 mm und Elektrodenkraft 4,5 kN sowie Kappe 8,0 mm und Kraft 5,6 kN Parametern getestet. Diese Kombinationen wurden ausgewählt, um die beiden Grenzen eines kleinen Elektrodenkappendurchmessers und niedriger Kraft sowie eines großen Elektrodenkappendurchmessers und einer hohen Kraft zu untersuchen.

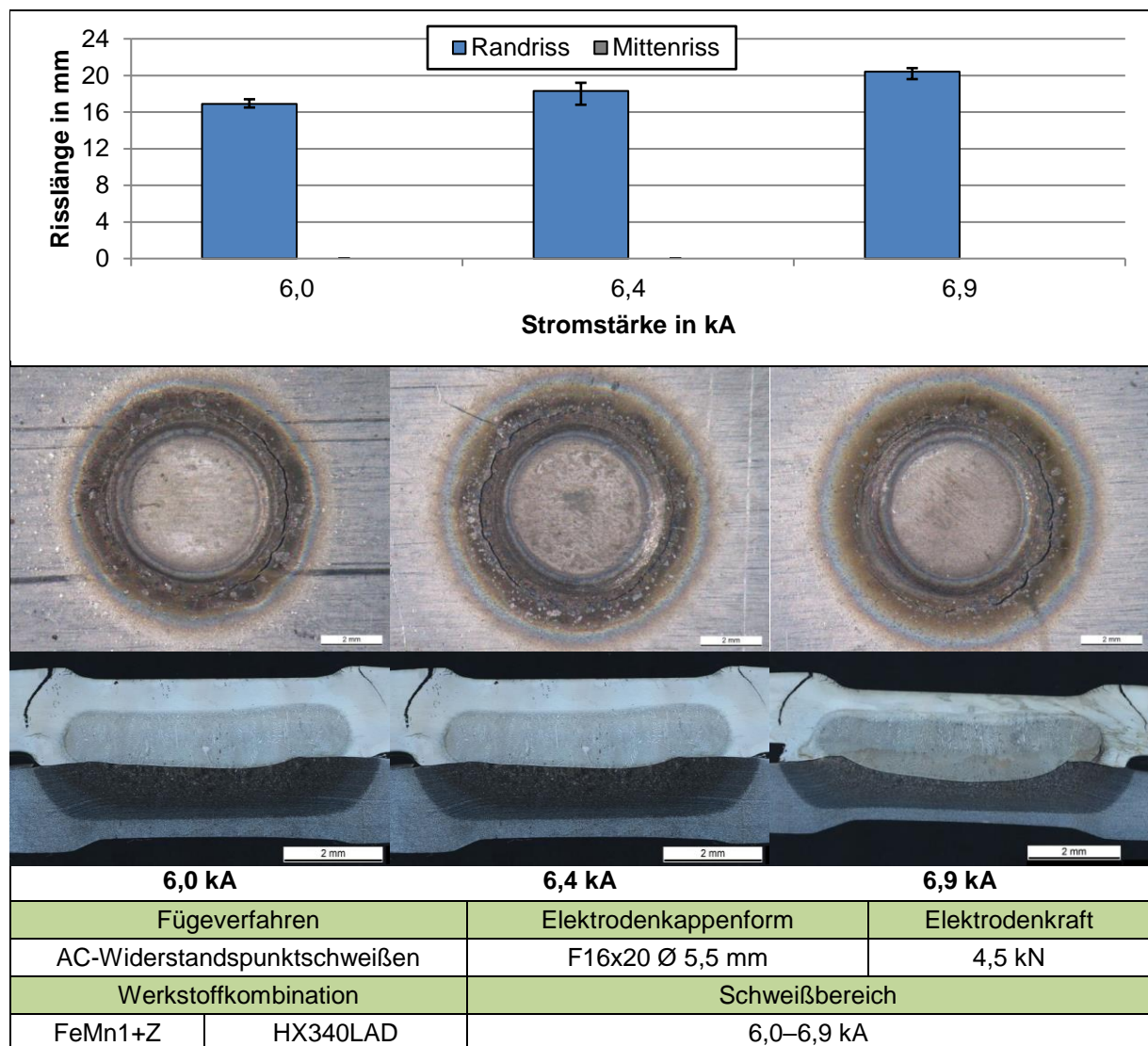


Abbildung 7.47: FeMn1+Z/HX340LAD: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 5,5 mm und Elektrodenkraft 4,5 kN

Die Ergebnisse der 5,5 mm/4,5 kN-Kombination zeigt Abbildung 7.47. Es sind keine Mittenrisse zu erkennen. Es bilden sich jedoch Randrisse, ähnlich wie bei beidseitig verzinkten Mischverbindungen, die mit steigender Stromstärke wachsen, vgl. Abbildung 7.32. Trotz identischer Parameter sind die Randrisse in halbverzinkten Mischverbindungen länger als bei beidseitig verzinkten und erreichen bei maximaler Stromstärke Längen von bis zu 20,4 mm. Dies entspricht einem Riss mit einem Radius von 360 °, der somit den kompletten Schweißpunkt „umrundet“. Zur Verdeutlichung ist diese Oberflächenaufnahme vergrößert in Abbildung 7.48 dargestellt.

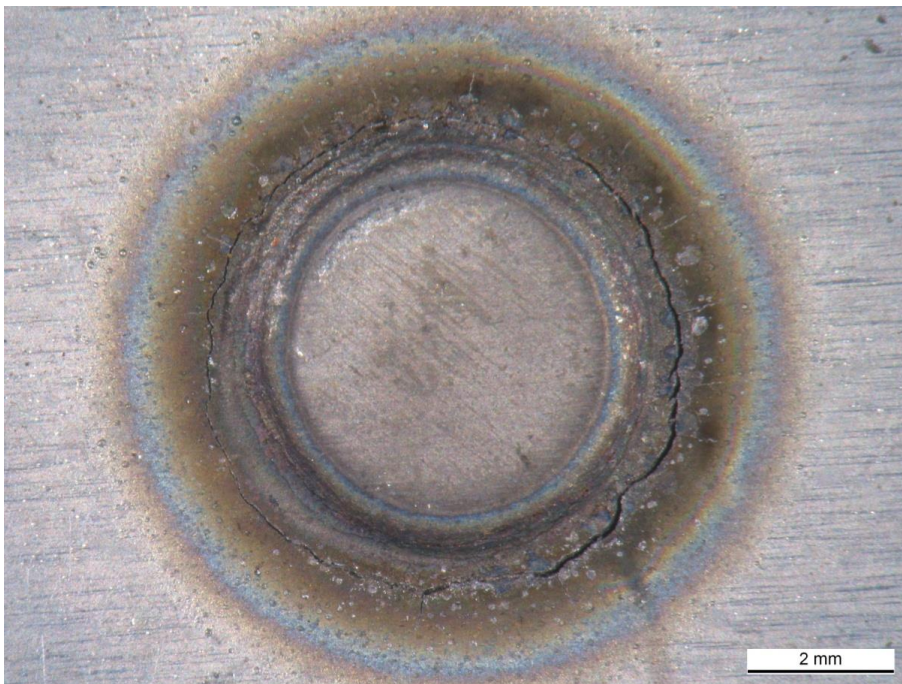


Abbildung 7.48: 360°-Riss einer FeMn1+Z/HX340LAD-Mischverbindung, geschweißt mit Elektrodenkappe F16x20 Ø 5,5 mm, Elektrodenkraft 4,5 kN und Stromstärke 6,9 kA

Die Versuchsreihe mit dem großen Elektrodenarbeitsflächendurchmesser und der hohen Anpresskraft zeigt ebenfalls keine Mittenrisse, vgl. Abbildung 7.49. Randrisse treten auch hier bei allen Schweißungen auf. Die Länge steigt mit zunehmender Stromstärke und liegt zwischen 10,2 mm bei 6,4 kA und 12,2 mm bei 7,5 kA.

Der Versuchsabschnitt hat ergeben, dass sämtliche Mischverbindungen, auch ohne verzinkte HX340LAD-Bleche, LME-Risse im FeMn1+Z-Blech aufweisen. Überraschenderweise sind sie deutlich länger gegenüber den Schweißungen mit verzinkten HX340LAD+Z Proben. Auch hier werden die Risse bei den Versuchen mit der großen Elektrodendurchmesser-Kraft-Kombination um nahezu 50 % gegenüber der Kombination Elektrodenkraft mit geringem Arbeitsflächendurchmesser und niedriger Kraft verkürzt. Die Versuche zeigen, dass LME-Risse ohne Ausnahme beim Punktschweißen von Zweiblech-Mischverbindungen auftreten, wenn der Eisen-Mangan-Stahl eine Oberflächenveredelung in Form einer Zinkbeschichtung aufweist.

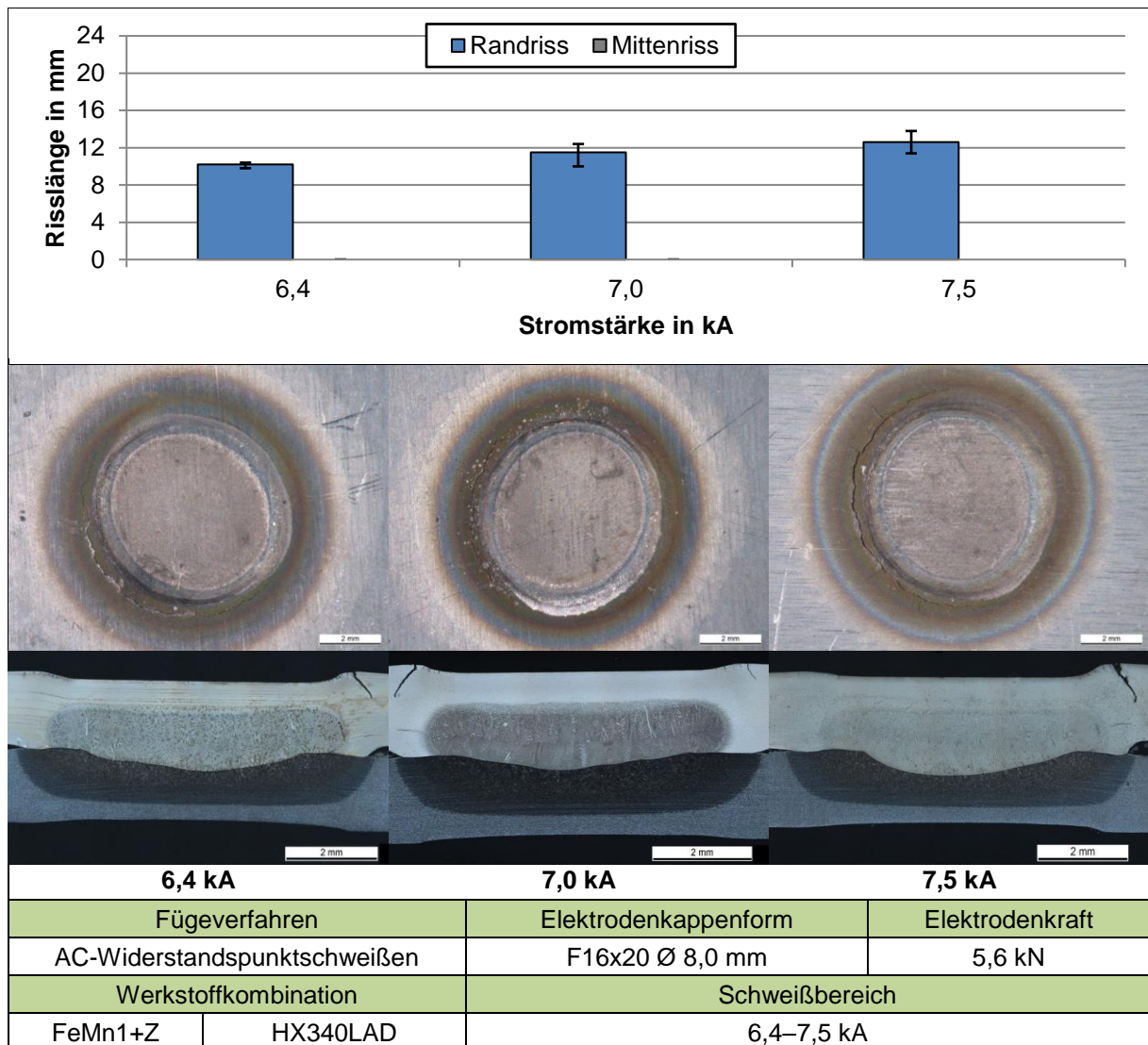


Abbildung 7.49: FeMn1+Z/HX340LAD: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm und Elektrodenkraft 5,6 kN

FeMn1 / HX340LAD+Z

Um alle möglichen Beschichtungsvarianten untersucht zu haben, werden abschließend Mischverbindungen aus FeMn1 ohne Oberflächenveredelung in Kombination mit verzinktem HX340LAD+Z erzeugt. Es werden alle vier bekannten Parameterkombinationen, jeweils mit der maximalen Stromstärke des Schweißstrombereichs, untersucht. Die Ergebnisse werden anhand von Makroaufnahmen und Querschliffen ausgewertet.

Abbildung 7.50 zeigt die Punktschweißungen aus der Kombination Elektrodenkappe F16x20 Ø 5,5 mm und Elektrodenkraft 4,5 kN bei einer Stromstärke von 6,9 kA. Die WEZ-GW-Übergänge links und rechts sind in 100-facher Vergrößerung zusätzlich abgebildet. Die übrigen Parameterkombinationen können dem Anhang entnommen werden.

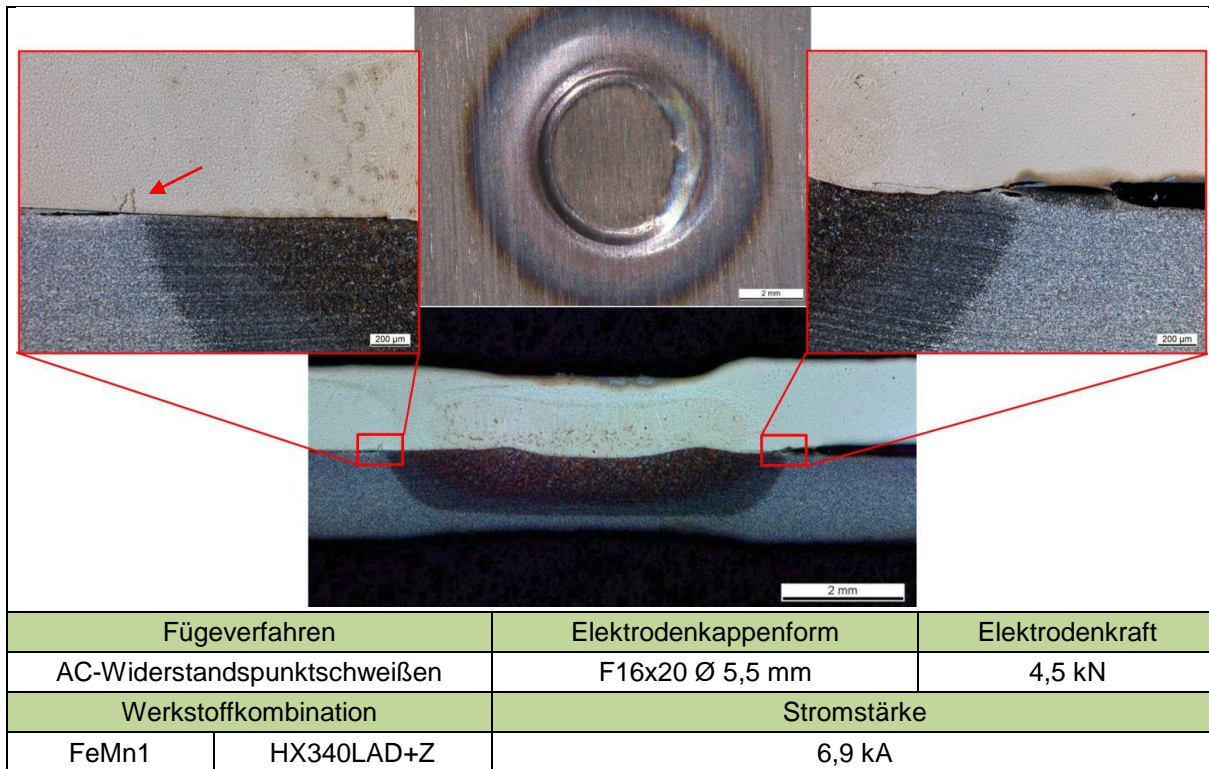


Abbildung 7.50: FeMn1/HX340LAD+Z: Makroaufnahmen und Querschliffe, geschweißt mit Elektrodenkappe F16x20 Ø 5,5 mm und Elektrodenkraft 4,5 kN

Oberflächlich sind keine Risse erkennbar. Allerdings zeigen sich Risse in präparierten Querschliffen zwischen den Blechen im linken Bereich am Übergang WEZ/GW. Diese bilden sich im Bereich des beginnenden Blechaufsprungs.

Die Versuche mit unverzinktem FeMn1 und verzinktem HX340LAD+Z zeigen, dass äußerlich keine durch LME induzierten Risse erkennbar sind. Allerdings konnten in 3 der 4 Parameterkombinationen Risse an der Schnittstelle zwischen den Blechen nur durch Betrachtung über Querschliffe festgestellt werden. Somit wird deutlich, dass der FeMn-Werkstoff auch im unverzinkten Zustand durch das Verschweißen mit einem verzinkten Werkstoff anfällig für die LME ist und ein gänzlich rissfreies Schweißen nur möglich ist, wenn alle beteiligten Fügepartner ohne Oberflächenbeschichtung vorliegen. Es muss jedoch beachtet werden, dass die Risse zwischen den Blechen im vorliegenden Fall nur in 6 % aller Punktschweißversuche aufgetreten sind.

7.2.5 Einfluss der Elektrodenkappengeometrie auf die LME-Rissanfälligkeit

Die bisherigen Untersuchungen zeigen, dass sich LME-Risse durch die Parameter Elektrodenkappenarbeitsflächendurchmesser, Elektrodenkraft und Stromstärke nicht unterdrücken lassen. Deswegen wird als weiterer Faktor die Elektrodenkappengeometrie betrachtet. Die Initiierung der Risse erfolgt in den meisten Fällen im Randbereich des Elek-

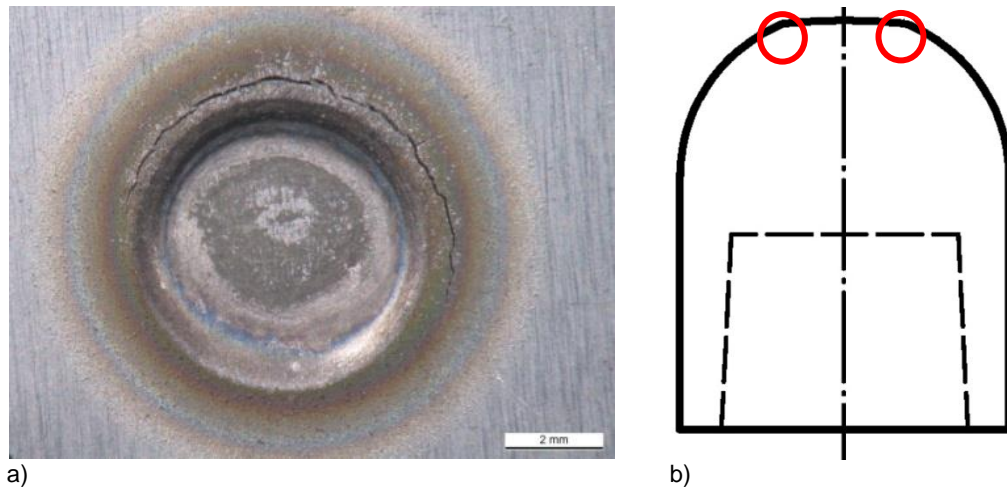


Abbildung 7.51: LME-Rissaufreten im Schweißpunkt (a); Initiierungsort des LME-Risses bezogen auf die Arbeitsfläche der Elektrodenkappe (b)

trodenkappeneindrucks auf den Blechen aufgrund der hohen Spannungen in diesem Bereich, s. Abbildung 7.51.

Aus diesem Grund werden unterschiedliche Elektrodenkappentypen untersucht, wobei die Spannungen an den besonders beanspruchten Bereichen durch größere Radien reduziert werden sollten, vgl. Abbildung 7.52.



Abbildung 7.52: Ansatz zur Verringerung der auftretenden Spannungen durch die Verwendung unterschiedlicher Radien von Elektrodenkappen (schematisch)



Sonderform Nr.	1	2	3
Arbeitsflächen- durchmesser in mm	0	10	13
Arbeitsflächenform	rund	ballig	flach

Abbildung 7.53: Elektrodenkappentypen zur Untersuchung des Einflusses auf die LME-Rissanfälligkeit

Der Einfluss der Elektrodenkappengeometrie wird zu Vergleichszwecken bei konstanten Parametern (Elektrodenkraft 5,6 kN, Schweißstrom 6,7 kA) an beidseitig verzinkten Blechen der Kombination FeMn1+Z/HX340LAD+Z getestet. Hierzu werden drei unterschiedliche Elektrodenkappendurchmesser und -geometrien verwendet, vgl. Abbildung 7.53.

Bei Kappe 3 handelt es sich um eine Sonderform mit ebener Fläche und einem Durchmesser von 13 mm. Sie liefert keine zufriedenstellenden Ergebnisse, da der Strom von 6,7 kA für eine hinreichende Wärmeentwicklung in der Schmelzlinse nicht ausreicht. Eine Verbindung wird erst ab einer Stromstärke von 9,0 kA erreicht. Allerdings führte diese Erhöhung des Stroms zu starker Spritzerbildung.

Bei Schweißungen mit einer abgerundeten Kappe (Typ 1) entstehen ausnahmslos Funken und Spritzer aufgrund der zu geringen Kontaktfläche, so dass auch diese Elektrodenkappen keinen Erfolg bringen.

Die Kombinationen mit flachen balligen Kappen des Typs 2 mit einem Arbeitsflächendurchmesser von 10 mm und einem kleinen Absatz erwiesen sich zunächst als sinnvoll. Die Oberflächen der Schweißlinsen waren randrissfrei. Angefertigte Querschliffe der Verbindungen zeigten jedoch, dass sich die Randrisse ins Innere verschoben hatten, vgl. Abbildung 7.54.

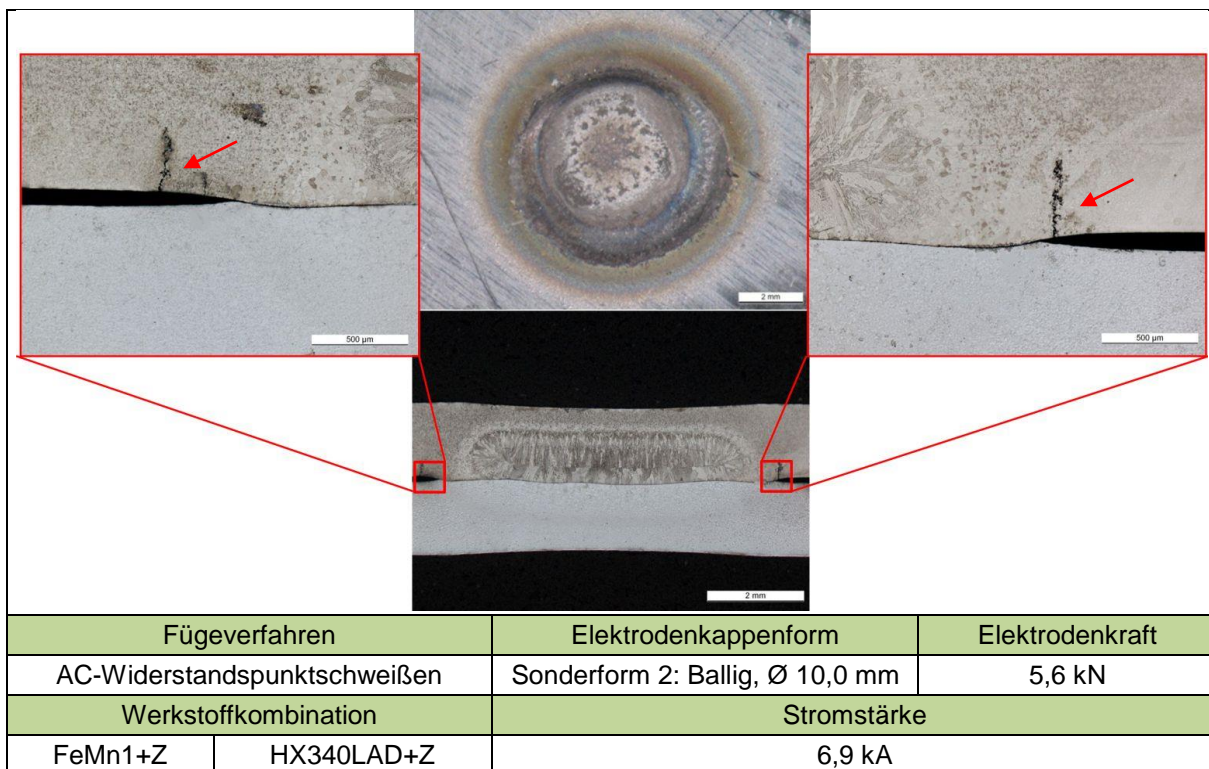


Abbildung 7.54: FeMn1+Z/HX340LAD+Z: Makroaufnahmen und Querschliffe, geschweißt mit Elektrodenkappe Sonderform 2 (ballig, Ø 10,0 mm) und Elektrodenkraft 5,6 kN

Die Veränderung der Elektrodenkappengeometrie minimiert somit geringfügig das Ausmaß der Risse, gänzlich werden sie jedoch nicht verhindert. Somit kann eine angepasste Elektrodenkappe das Auftreten der LME ebenfalls nicht unterdrücken.

7.3 Numerische Simulation

Parallel zu den praktischen Widerstandspunktschweißversuchen werden numerische Simulationen mit der FEM-Software SORPAS® des Entwicklers Swantec durchgeführt. Dieses Tool wird von zahlreichen Automobilherstellern und -zulieferern verwendet und sollte den Schweißvorgang abbilden können, um das Linsenwachstum, die Temperaturverteilungen und auftretende Spannungen zu bestimmen.

Um eine Datenbasis für die Simulation anzulegen, werden zunächst Materialdatenbanken mit den in Kapitel 7.1 ermittelten physikalischen und mechanisch-technologischen Kennwerten erstellt bzw. ergänzt. Danach werden die Geometrien der beim Widerstandspunktschweißen beteiligten Elemente (Bleche und Elektrodenkappen) erstellt bzw. ausgewählt. Nachfolgend wird der Einfluss von unterschiedlichen Schweißparametern auf das Temperaturfeld bestimmt. Hierbei liegt der Schwerpunkt auf der Untersuchung von minimalen und maximalen Stromstärken des jeweiligen Schweißbereichs.

Die simulierte Linsenausbildung beim Widerstandspunktschweißen ist in Abbildung 7.55 beispielhaft an einer FeMn1+Z/HX340LAD+Z-Mischverbindung, geschweißt mit einer 8,0 mm Elektrodenkappe, 5,6 kN Elektrodenkraft sowie einer Stromstärke von 7,0 kA, abgebildet. Aufgrund der Symmetrie der Punktschweißungen ist jeweils nur eine Hälfte dargestellt. Durch die geringe Wärmeleitfähigkeit, den großen Wärmeausdehnungskoeffizienten und den hohen elektrischen Widerstand der FeMn-Stähle konzentriert sich die Wärme anfangs im FeMn1-Blech (Abbildung 7.55a, Schweißzeit von 100 ms). Nach weiteren 380 ms schmilzt der FeMn1-Werkstoff auf (b) und nach insgesamt 720 ms ebenfalls das HX340LAD+Z-Blech (c). Nach insgesamt 1000 ms ist mit dem Erstarren der Schmelze die Linsenbildung abgeschlossen (d).

Um das Simulationsmodell zu verifizieren, werden die in Kapitel 7.2.2 experimentell ermittelten Temperaturfelder mit den Ergebnissen der numerischen Berechnung abgeglichen. Es werden übereinstimmende Linsenbildungen sowie identische $t_{8/5}$ -Zeiten festgestellt, vgl. Abbildung 7.56. Simulationen von Mischverbindungen aus FeMn2(+Z) sowie den CrNi(+Z)-Stählen und HX340LAD+Z zeigen ähnlich gut übereinstimmende Linsenausbildungen und Abkühlzeiten.

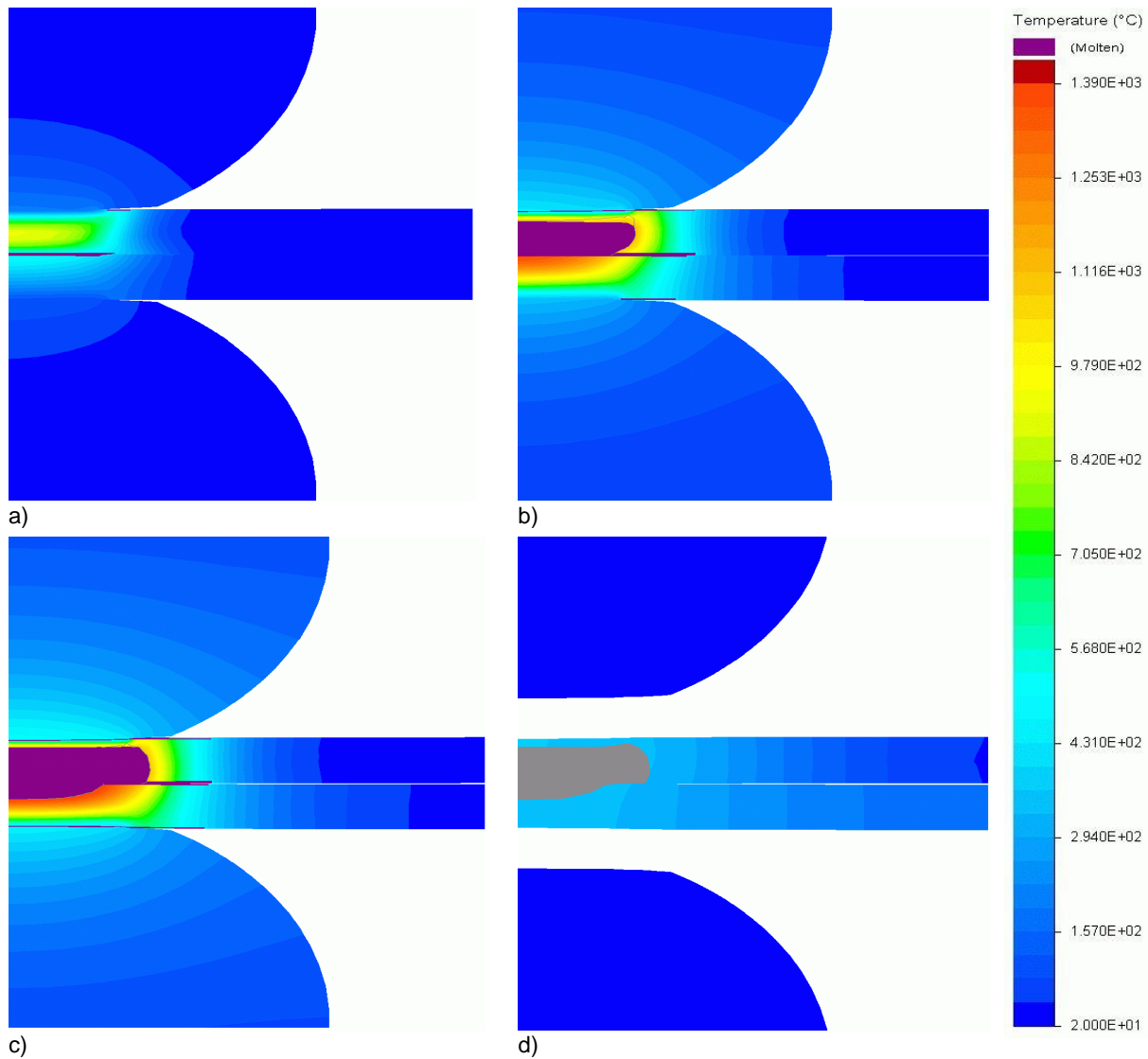


Abbildung 7.55: Numerisch berechnete Linsenausbildung beim Widerstandspunktschweißen einer FeMn1+Z/HX340LAD+Z-Mischverbindung, geschweißt mit Ø 8,0 mm Kappe, 5,6 kN Kraft bei 7,0 kA Stromstärke nach SZ von 100 ms (a), 480 ms (b), 720 ms (c), 1000 ms (d)

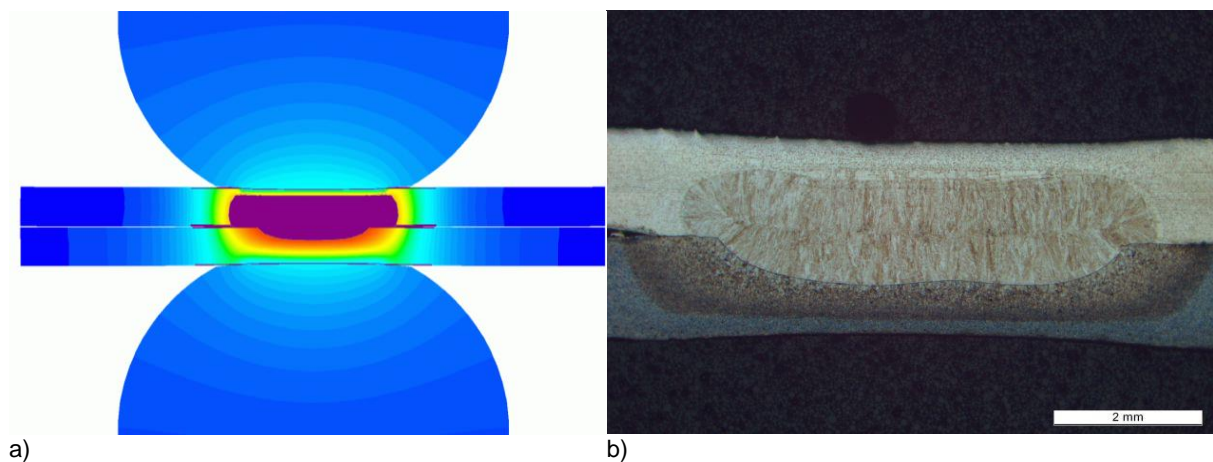


Abbildung 7.56: Vergleich der numerischen (a) und experimentellen (b) Linsenausbildung beim Widerstandspunktschweißen einer FeMn1+Z/HX340LAD+Z-Mischverbindung, geschweißt mit Ø 8,0 mm Elektrodenkappe, 5,6 kN Kraft bei 7,0 kA Stromstärke

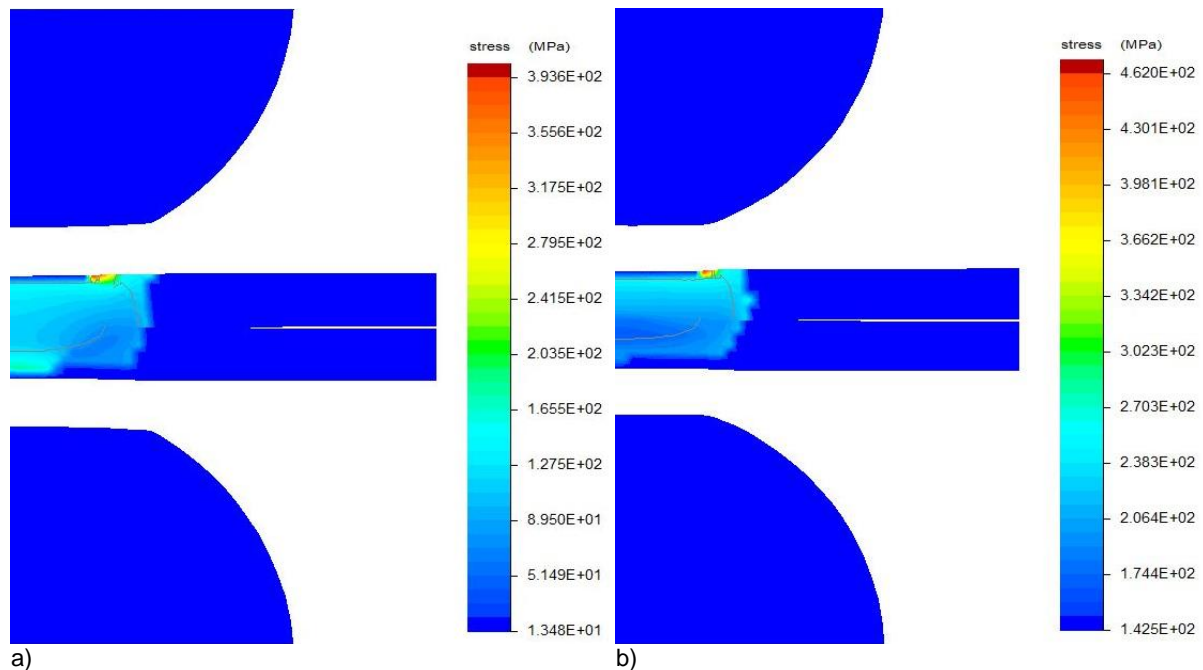


Abbildung 7.57: Numerischer Vergleich der auftretenden Spannungen an FeMn1+Z/HX340LAD+Z, geschweißt mit Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm (a) bzw. F16x20 Ø 5,5 mm (b)

Nach erfolgreicher Verifizierung wird das Simulationsmodell benutzt, um die Extremwerte bis zur Spritzerbildung zu simulieren, und dieses auch für praktische Versuche eingesetzt. Die Software bietet die Möglichkeit optimale Parameter zum Schweißen zu finden. Außerdem können die lokal auftretenden Spannungen ausgegeben werden. Hierzu ist exemplarisch der Einfluss der beiden Elektrodenkappendurchmesser (8,0 und 5,5 mm) auf eine FeMn1+Z/HX340LAD+Z-Mischverbindung in Abbildung 7.57 dargestellt.

Beide Simulationsergebnisse zeigen deutlich den Bereich mit der höchsten Spannungskonzentration. Dieser liegt, wie im vorherigen Kapitel experimentell ermittelt, im Bereich des Elektrodenkappeneindrucks am FeMn-Blech, dem LME-Rissinitiierungsort. Allerdings zeigt die Simulation, dass bei der Elektrodenkappe mit dem größeren Arbeitsflächendurchmesser die Spannungsmaxima im Kappeneindruck liegen, wohingegen bei der Elektrodenkappe mit kleinerem Durchmesser genau im Randbereich die größten Spannungen vorliegen. Die Berechnung deckt sich mit der Realität, da die Randrisse bei beiden Versuchsreihen mit der 5,5 mm-Kappe deutlich länger sind als mit der 8,0 mm-Elektrodenkappe. Eine Veränderung in Abhängigkeit der Zinkbeschichtung zeigt sich jedoch nicht, sodass für beide Beschichtungszustände die Simulation der Spannungen identische Ergebnisse liefert.

Ein weiteres Feature ist die Angabe eines Rissrisiko-Faktors (engl. cracking risk factor), der Werte von 0–1 annehmen kann. Dieser ist beispielhaft für die FeMn1+Z/HX340LAD+Z-Verbindung, geschweißt mit einer 8,0 mm Elektrodenkappe, 5,6 kN Elektrodenkraft sowie einer Stromstärke von 7,0 kA, in Abbildung 7.58 angegeben. Das höchste Rissrisiko liegt dabei mittig im Randbereich des HX340LAD+Z-Blech. Da diese Angabe weit von der Rea-

lität abweicht, kann eine Ermittlung des kritischen Rissortes mit der Software nicht durchgeführt werden.

Ein realistischer Rissrisiko-Faktor an durchgeführten Simulationen der Mischverbindungen aus FeMn2(+Z), 1.4301(+Z) sowie 1.4376(+Z) mit HX340LAD+Z lässt sich ebenfalls nicht ausgeben.

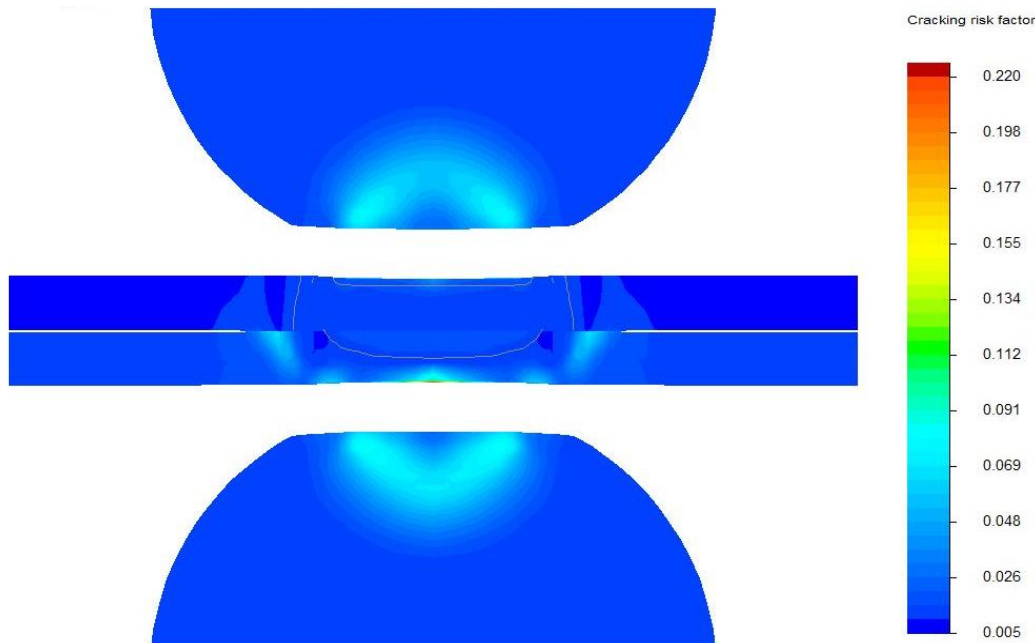


Abbildung 7.58: Rissrisiko-Faktor einer FeMn1+Z/HX340LAD+Z-Kombination, geschweißt mit einer 8,0 mm Elektrodenkappe, 5,6 kN Elektrodenkraft sowie einer Stromstärke von 7,0 kA

Mit der numerischen Simulation lassen sich die Punktschweißungen abbilden, die Wärmeverteilungen simulieren und die Bereiche mit der höchsten auftretenden Spannung ermitteln, wodurch sich der Aufwand von praktischen Schweißversuchen theoretisch reduzieren lässt. Ein Mehrwert zur Vermeidung bzw. Minimierung der LME-Risse kann jedoch nicht erreicht werden, wodurch auch die numerische Simulation als Lösung des Rissproblems keinen zufriedenstellenden Erfolg verspricht.

7.4 Tragfestigkeitsuntersuchung

Die Punktschweißverbindungen mit den Prozessparametern, bei denen die geringste LME-Rissausprägung des jeweiligen Schweißbereiches auftrat, werden hinsichtlich ihrer Prozesssicherheit untersucht. Die Benchmarks werden an Mischverbindungen aus FeMn-Stahl oder nichtrostendem Stahl und jeweils dem mikrolegierten Feinkornbaustahl durchgeführt, wobei FeMn1 sowohl in verzinktem als auch in unbeschichtetem Zustand gefügt wurde. Die unverzinkte Fügeverbindung dient als rissfreie Referenz. Die Versuche werden mit genormten Ein-Punkt-Flachproben unter quasistatischer Scherzugbeanspruchung (jeweils sechs Proben) für

die minimale und die maximale Stromstärke des Schweißbereiches sowie unter zyklischer Scherzugbelastung (zwölf Proben) nach dem Perlschnurverfahren durchgeführt.

7.4.1 Scherzug unter quasistatischer Last

Die Ergebnisse einer Scherzugbeanspruchung der Kombinationen FeMn1/HX340LAD+Z und FeMn1+Z/HX340LAD+Z unter quasistatischer Last zeigt Abbildung 7.59.

Die mit minimaler Stromstärke des Schweißstrombereichs gefügten FeMn1/HX340LAD+Z-Proben erreichen eine Scherzugkraft von 10,7 kN und eine Verlängerung von 0,6 mm. Durch Erhöhung der Stromstärke kann die Scherzugkraft um 3 kN auf 13,7 kN erhöht werden. Der Weg bis zum Kraftmaximum wird so auf 1,1 mm annähernd verdoppelt. Bei den Versuchen mit FeMn1+Z/HX340LAD+Z-Proben ergibt sich eine gemittelte Scherzugkraft von 10,1 kN bei der niedrigen Stromstärke. Die Verlängerung ist mit 1,4 mm bereits länger als bei den unverzinkten FeMn1-Proben. Bei den Punktschweißversuchen mit hoher Stromstärke wird die Scherzugkraft im Schnitt nur um 0,7 kN auf 10,8 kN erhöht. Die Verlängerung bis Maximalkraft erreicht mit ca. 2 mm den höchsten Wert. Durch den höheren Energieeintrag wird bei unverzinktem FeMn1 eine Festigkeitssteigerung um 3 kN erreicht. Bei den verzink-

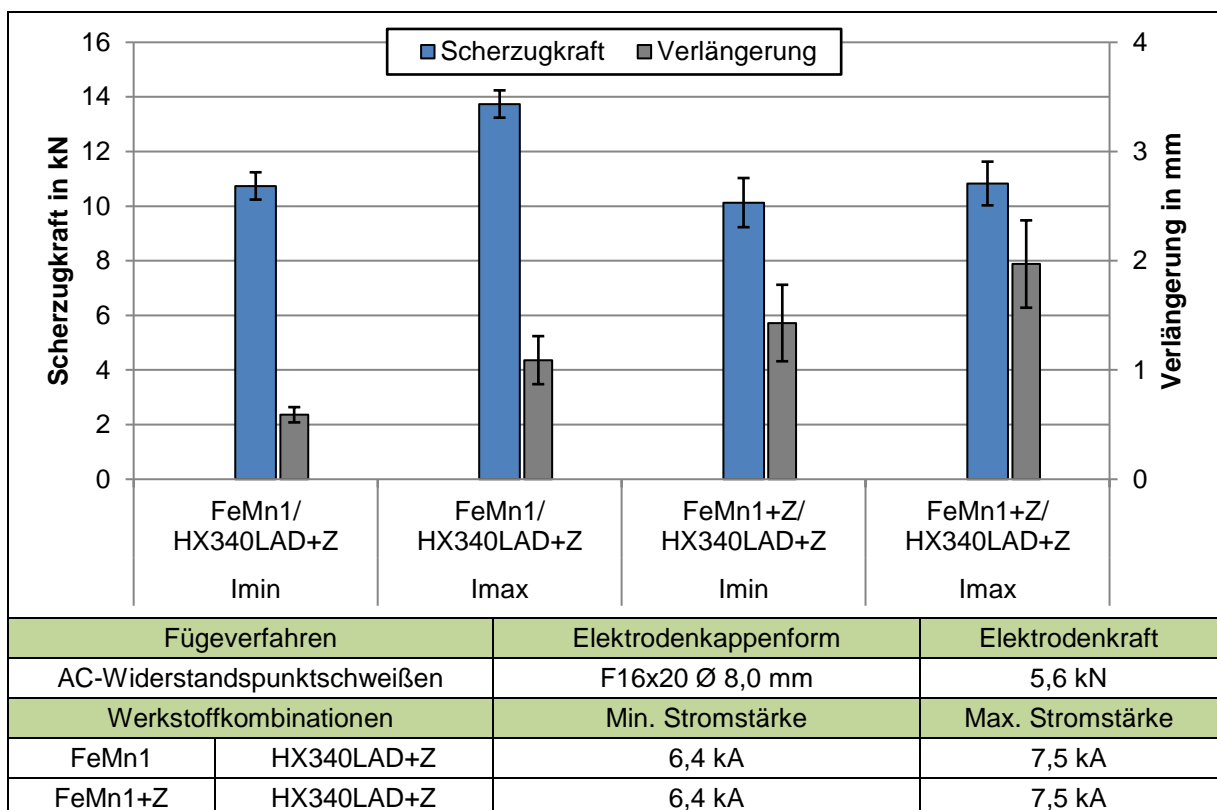


Abbildung 7.59: Quasistatischer Scherzugversuch FeMn1/HX340LAD+Z und FeMn1+Z/HX340LAD+Z: Scherzugkräfte und Verlängerungswege in Abhängigkeit der Stromstärke und des Beschichtungszustandes

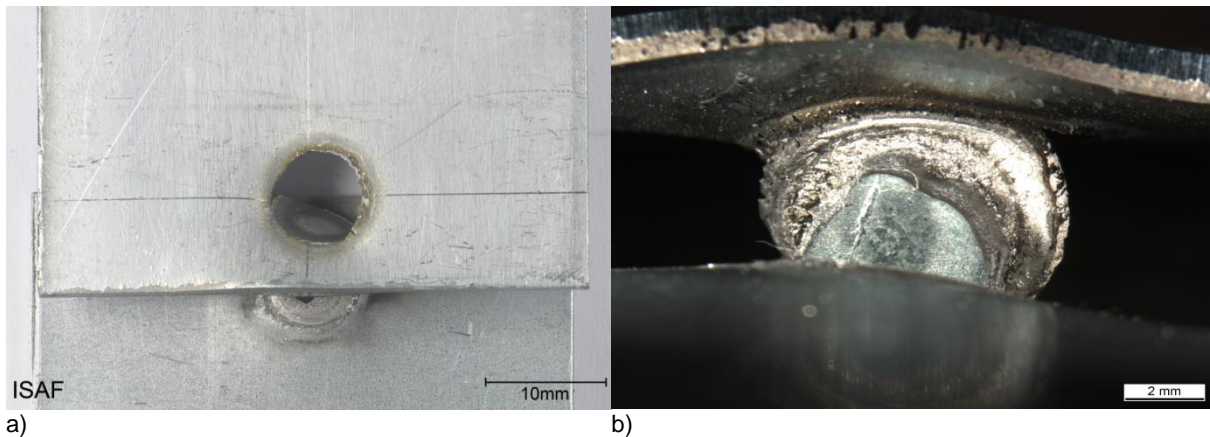


Abbildung 7.60: Statisch geprüfte FeMn1+Z/HX340LAD+Z-Verbindung, geschweißt mit maximaler Stromstärke nach Versuchsende: Draufsicht (a) und Seitenansicht (b)

ten Kombinationen liegen die erreichbaren Kräfte deutlich darunter. Dies liegt daran, dass mit steigendem Energieeintrag auch die LME-Risse zunehmen und so zu einem früheren Werkstoffversagen durch den verminderten Querschnitt führen. In Abbildung 7.60 ist deutlich ein versprödeter Ausknöpfbruch zu erkennen, der entlang des durch die LME verursachten Risses verläuft.

Wie besonders der Vergleich der beiden mit max. Stromstärke geschweißten Versuchsparameter zeigt, wird die quasistatische Festigkeit der Verbindung aufgrund des Vorhandenseins von LME-Rissen geschwächt. Werden jedoch die Ergebnisse der Versuche mit minimaler Stromstärke und unverzinktem FeMn1-Stahl und maximaler Stromstärke und oberflächenveredeltem FeMn1-Stahl gegenübergestellt, erreicht die verzinkte Variante minimal höhere Scherzugkräfte und einen größeren Verformungsweg. Für eine industrielle Anwendung ist es notwendig, die gewünschten Anforderungen an die Fügeverbindung zu definieren, die dann anschließend bewertet werden können.

Die Ergebnisse der Kombinationen der übrigen austenitischen Stähle mit HX340LAD+Z sind in Abbildung 7.61 dargestellt.

Die FeMn2/HX340LAD+Z-Proben, geschweißt mit minimaler Stromstärke, ertragen mittlere Scherzugkräfte bis 13,5 kN bei Verformungswegen bis 0,9 mm. Bei den Schweißversuchen mit der maximalen Stromstärke kann die Scherzugkraft um 1,7 kN auf 15,2 kN erhöht werden. Der Weg bis zum Kraftmaximum nimmt minimal auf 1,0 mm zu.

Bei den Versuchen mit 1.4301/HX340LAD+Z-Proben ergibt sich eine gemittelte Scherzugkraft von 8,7 kN bei der niedrigen Stromstärke. Die Verlängerung ist mit 0,3 mm der niedrigste aller Versuchsreihen. Bei den Punktschweißversuchen mit hoher Stromstärke kann die Scherzugkraft auf 16,6 kN annähernd verdoppelt werden. Die Verlängerung erreicht mit ca.

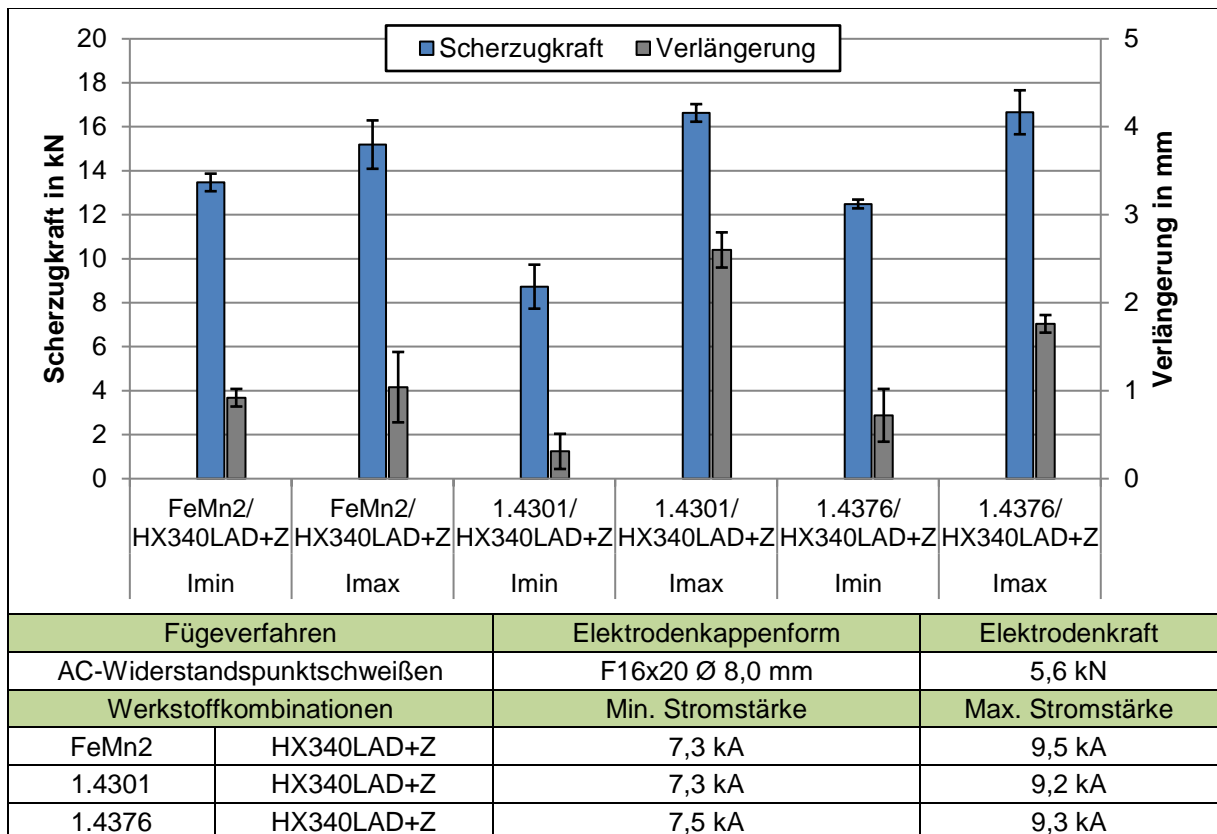


Abbildung 7.61: Quasistatischer Scherzugversuch FeMn2/HX340LAD+Z, 1.4301/HX340LAD+Z und 1.4376/HX340LAD+Z: Scherzugkräfte und Verlängerungswege in Abhängigkeit der Stromstärke und des Beschichtungszustandes

2,6 mm den höchsten Wert. Die mit Stromstärken am unteren Ende des Schweißstrombereichs gefügten 1.4376/HX340LAD+Z-Proben erreichen eine Scherzugkraft von 12,5 kN und eine Verlängerung bis zur Maximalkraft von 0,7 mm. Mit der hohen Stromstärke kann die Scherzugkraft um 4,2 kN auf 16,7 kN erhöht werden. Der Weg bis zum Kraftmaximum kann auf 1,8 mm verlängert werden.

Zusammenfassend ist für den Belastungsfall quasistatischer Scherzug zu sagen, dass die Mischverbindungen von HX340LAD+Z mit FeMn2, 1.4301 und 1.4376 bei den hohen Stromstärken auf einem ähnlichen Kraftniveau liegen.

7.4.2 Scherzug unter zyklischer Last

Für die Bestimmung der Verbindungsfestigkeit unter zyklischer Beanspruchung werden Wöhlerlinien an Mischverbindungen mit den Parametern erstellt, die bei den Scherzugversuchen die höchsten Festigkeiten ertrugen, s. Abbildung 7.62. Die Schwingfestigkeitsuntersuchungen werden im Zugschwellbereich mit dem Spannungsverhältnis $R = 0,1$ geprüft. Die dargestellten Wöhlerkurven geben gemäß dem Sicherheitskonzept der IIW-Empfehlungen die 95%ige Überlebenswahrscheinlichkeit bei einer Vertrauenswahrscheinlichkeit von 75 % an.

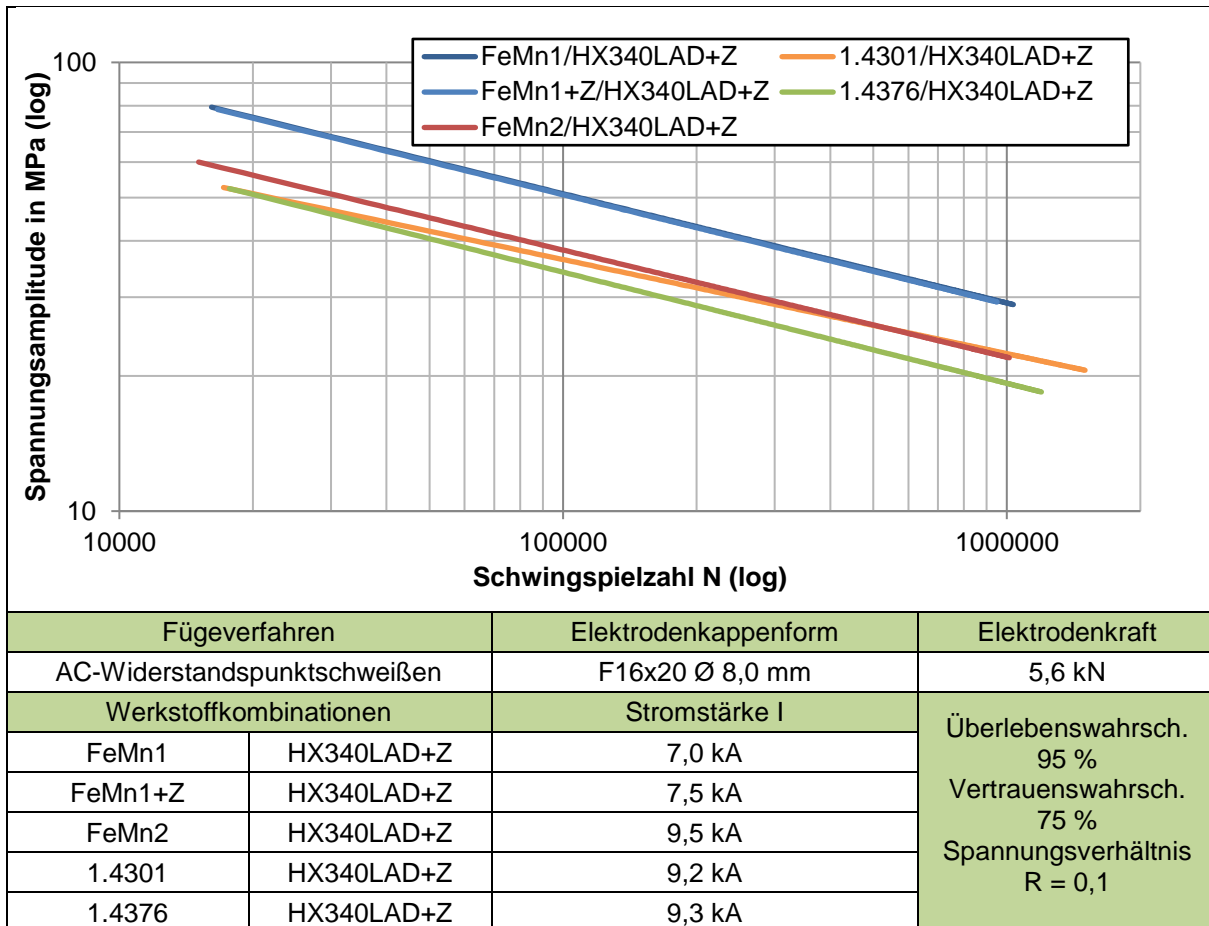


Abbildung 7.62: Zyklischer Scherzugversuch: Wöhlerlinien der Widerstandspunktschweißmischverbindungen

Die Zeitfestigkeitsgeraden der unverzinkten und verzinkten FeMn1-Proben in Kombination mit HX340LAD+Z liegen auf einer Höhe von 75 MPa bei 20.000 Schwingspielen und 30 MPa bei 1.000.000 Zyklen. Die Zeitfestigkeit liegt über den übrigen Werkstoffkombinationen. Die Neigungen der Wöhlerlinien (k-Werte) betragen 4,8 bzw. 4,7. Die FeMn2/HX340LAD+Z-Proben erreichen 57 MPa bei $N = 20.000$ und 22 MPa bei 1.000.000 Schwingspielen, bei der Neigung $k = 3,8$. 1.4301 in Verbindung mit HX340LAD+Z liegt beim selben Schwingspielbereich zwischen 55 und 22 MPa ($k = 4,8$). Die 1.4376/HX340LAD+Z-Mischverbindungen zeigen die niedrigste Festigkeit (50–20 MPa) für $N = 20.000$ –1.000.000. Das Versagensverhalten der nicht verzinkten Proben entspricht dem üblichen Versagensbild, da sich der Anriss in der Fügeebene bildet und horizontal durch die Wärmeeinflusszone läuft.

Die FeMn1+Z/HX340LAD+Z-Proben weisen beim verwendeten Versuchsaufbau gegenüber den unverzinkten Referenzproben identische Zeitfestigkeiten auf. Beim verzinkten FeMn1+Z-Stahl verläuft der Riss in 50 % der Versuche entlang des halbkreisförmigen LME-Risses, vgl. Abbildung 7.63. Die rechte Aufnahme zeigt den Rissverlauf in der WEZ und den versprödeten Werkstoff.

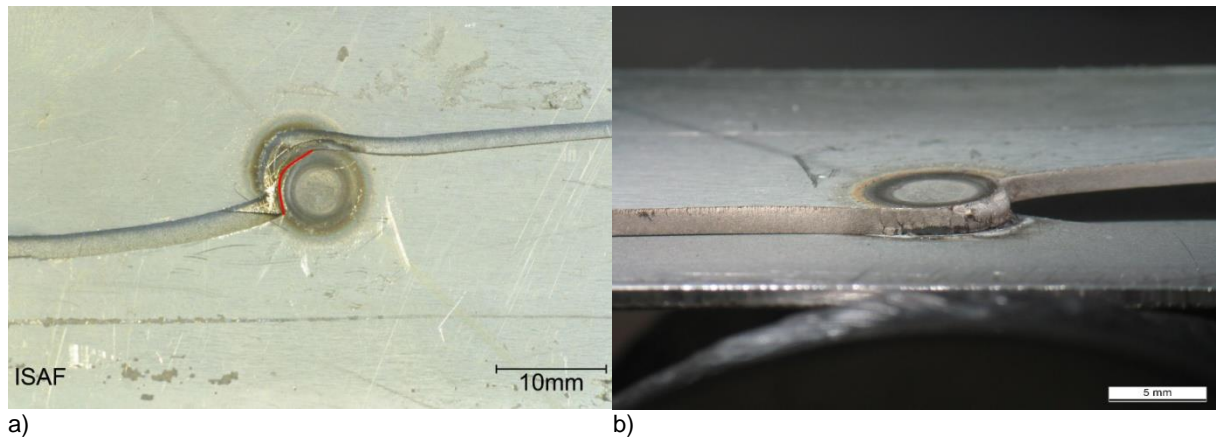


Abbildung 7.63: Zyklisch geprüfte FeMn1+Z/HX340LAD+Z-Punktschweißung nach Versuchsende: Draufsicht (a) und Seitenansicht (b)

Zusammenfassend ist für die zyklische Belastung zu sagen, dass die verzinkten FeMn1+Z/HX340LAD+Z-Mischverbindungen trotz der Versprödung keine Schwächung der Festigkeit aufweisen. Da die Kerbwirkung bei Punktschweißverbindungen im Scherzug so groß ist, wirken sich Imperfektionen nicht auf die Tragfähigkeit aus. Die Schwingrisse können sich sowohl mit den LME-Rissen verbinden als auch senkrecht zu diesen verlaufen.

7.5 Schweißprozessunabhängige Untersuchungen

Die durchgeführten Widerstandspunktschweißversuche konnten den Stand der Technik nicht widerlegen. Sobald ein Fügepartner mit einer Oberflächenveredelung versehen ist, treten insbesondere bei den Eisen-Mangan-Stählen LME-Risse auf.

Aus diesem Grund folgen Untersuchungen in einem Schweißsimulator sowie einer Warmzugs simulationsanlage, um die Existenzbereiche der Risse unabhängig vom Schweißverfahren zu ermitteln. Da bei sämtlichen Punktschweißversuchen mit dem Werkstoff FeMn1+Z Risse auftraten, soll bevorzugt dieser untersucht werden.

7.5.1 Schweißsimulationsversuche

Ziel ist es, die beim Schweißen auftretenden LME-Risse metallkundlich zu untersuchen. Zur Analyse der mechanisch-technologischen Eigenschaften der WEZ wird die Simulationsanlage aus Kapitel 5.2 verwendet. Die beim Widerstandspunktschweißen ermittelten Temperatur-Zeit-Zyklen werden an belastungsfrei eingespannten Proben (vgl. Abbildung 6.2) nachgefahren. Um ähnliche Aufheizgeschwindigkeiten zu erreichen, wird ein Induktor verwendet, mit dem Aufheizraten bis zu 700 K/s möglich sind. Es wird bis zu den Spitzentemperaturen von 700 °C bis 1100 °C in 100 °C-Schritten erwärmt und anschließend mit einer Wasserkühlung abgeschreckt, um $t_{8/5}$ -Zeiten von 0,3 s zu erreichen. Pro Temperaturstufe werden zehn Proben untersucht.

Aus einem Teil der geprüften Proben werden Längsproben aus dem homogen erwärmten Bereich (dunkle Markierung in Abbildung 7.64) entnommen und metallographisch untersucht.

Beispielhaft zeigt Abbildung 7.65 eine Makro- sowie Detailaufnahmen einer schweißsimulierten FeMn1+Z-Probe, die auf 800 °C-Spitzentemperatur erwärmt und anschließend mit einer Zwangsabschreckung abgekühlt wurde.

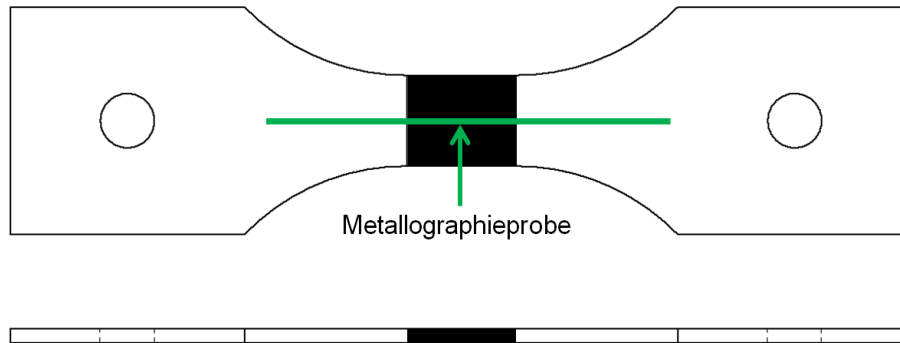
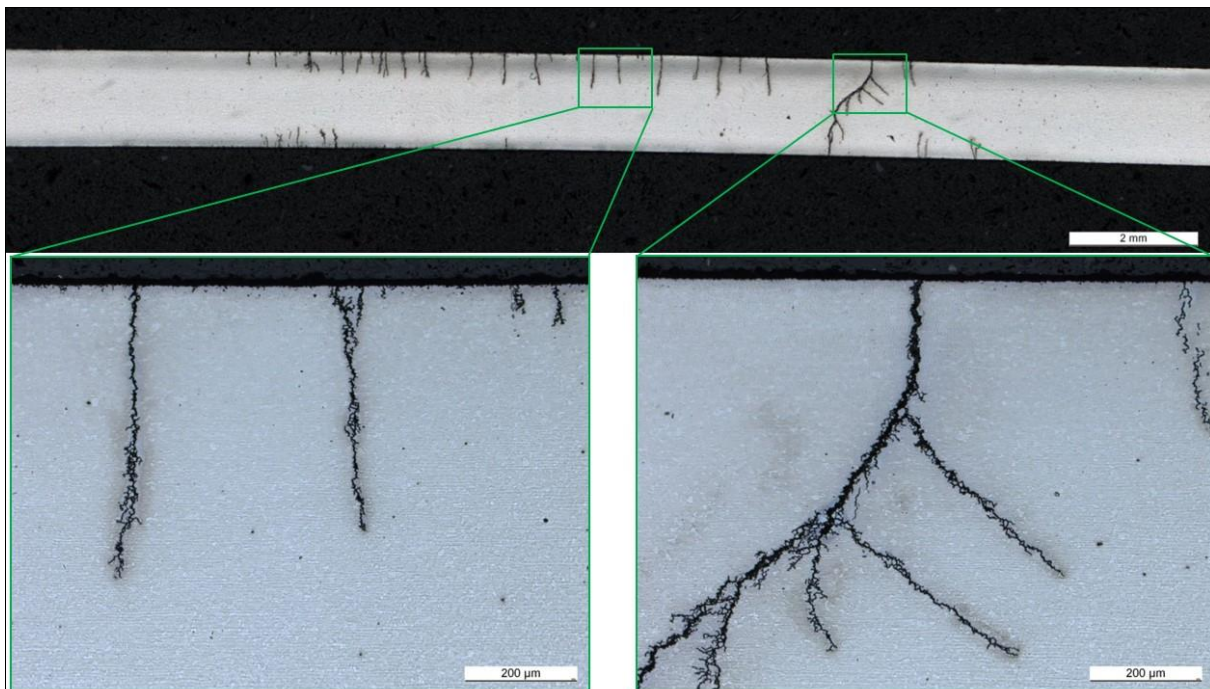


Abbildung 7.64: Schematische Darstellung der Probenentnahme zur metallographischen Analyse der schweißsimulierten Proben



Werkstoff	Spitzentemperatur	$t_{8/5}$ -Zeit
FeMn1+Z	800 °C	0,3 s

Abbildung 7.65: Makro- sowie Detailaufnahmen einer schweißsimulierten FeMn1+Z-Probe, erwärmt auf 800 °C Spitzentemperatur und abgekühlt mit einer $t_{8/5}$ -Zeit von 0,3 s

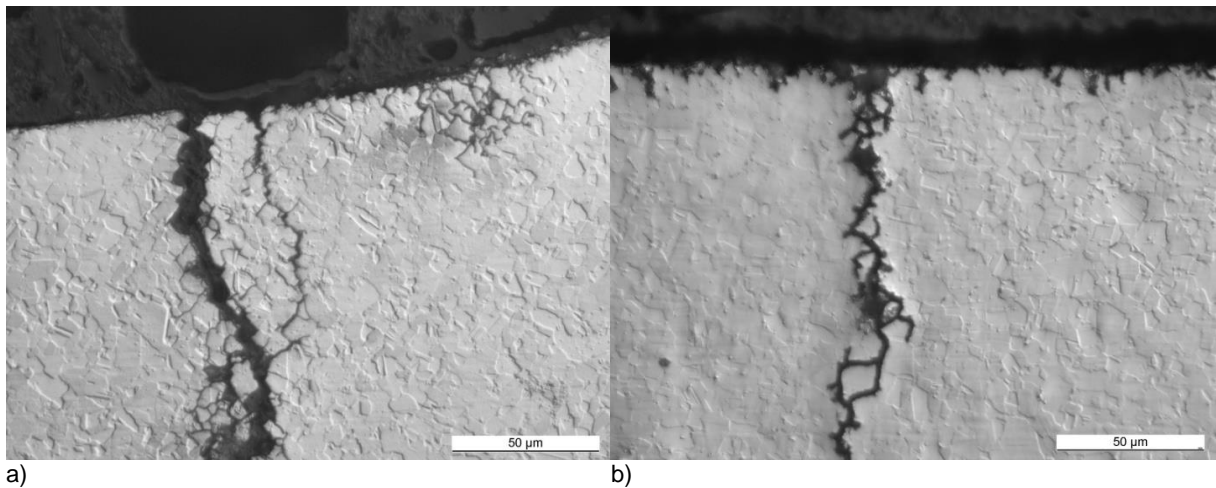


Abbildung 7.66: Detailaufnahmen einer geschweißten FeMn1+Z/HX340LAD+Z-Mischverbindung (a) und einer schweißsimulierten FeMn1+Z-Probe bei 1000 °C-Spitzentemperatur (b)

Es ist eine Vielzahl an Rissen vorhanden, die teilweise die gesamte Probenbreite durchdringen. Dafür sind weder Vorverformungen noch das Verschweißen mit einem Fügepartner notwendig, sodass neben der Wärmebehandlung die Eigenspannungen im Material die LME ausgelöst haben.

Abbildung 7.66 stellt die Schliffaufnahmen einer Widerstandspunktschweißverbindung und einer schweißsimulierten Probe bei 1000 °C-Spitzentemperatur gegenüber. Vergleichende Untersuchungen der Risstopographien haben gezeigt, dass mit dem Schweißsimulator der Rissverlauf einer real geschweißten Probe erzeugt werden kann. Die Gefügeaufnahmen zeigen interkristalline LME-Risse. Die Risse der realen Widerstandspunktschweißung und der simulierten Probe weisen vergleichbare Rissmorphologien auf.

Die Bruchfläche wird anschließend im REM untersucht und die Elementverteilung ermittelt, vgl. Abbildung 7.67. Auf der Bruchfläche kann Zink nachgewiesen werden, das aus der Oberflächenbeschichtung in den Werkstoff eingedrungen sein muss.

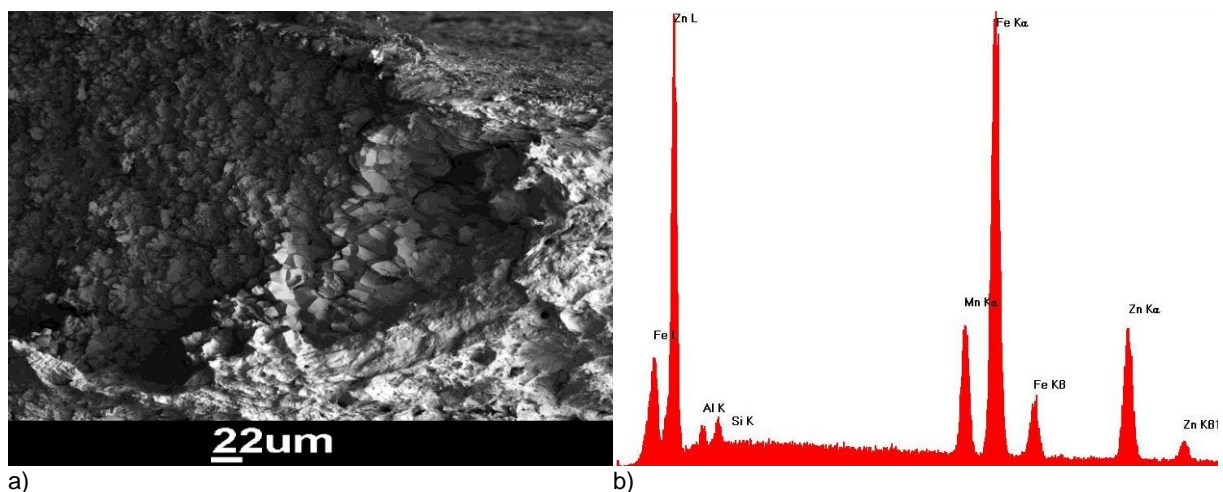


Abbildung 7.67: Bruchfläche (a) und Elementverteilung der schweißsimulierten FeMn1+Z-Probe bei 1000 °C-Spitzentemperatur aufgenommen im REM (b)

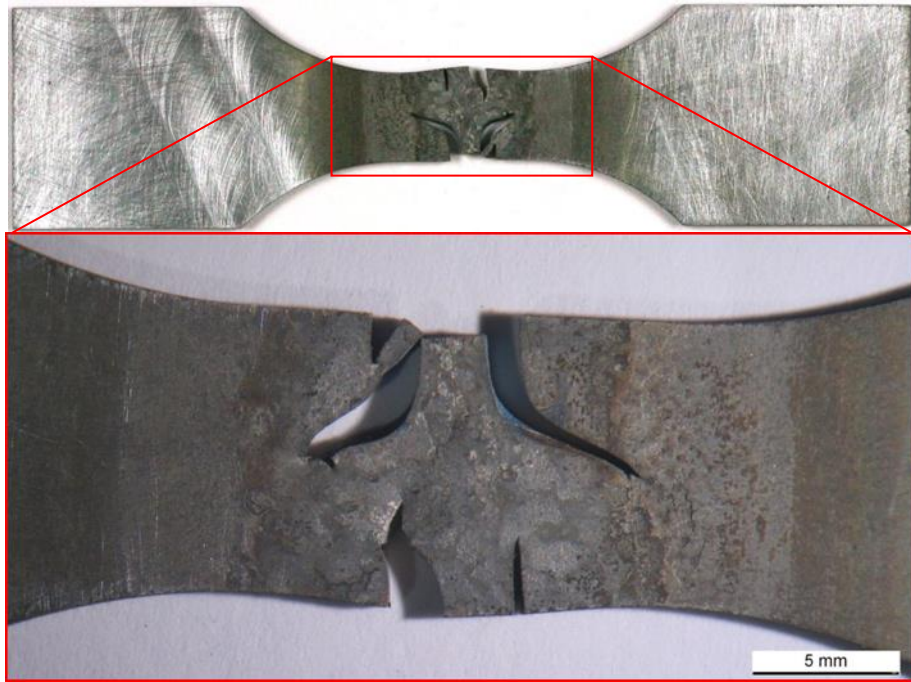


Abbildung 7.68: Makroaufnahme einer im Schweißsimulator simulierten FeMn1+Z-Zugprobe nach durchgeführtem Zugversuch mit deutlichen LME-Rissen

Eine bis kurz vor Bruch umgeformte Probe zeigt Abbildung 7.68. Dies ist ein typisches Bruchbild, das in etwa 80 % der Versuche mit FeMn1+Z auftrat. Es bilden sich tiefe Risse im oberen und/oder unteren Bereich der parallelen Probenlänge in der WEZ, die sich im Versuchsablauf aufweiten und zum weiteren Versagen der Korngrenzen führen.

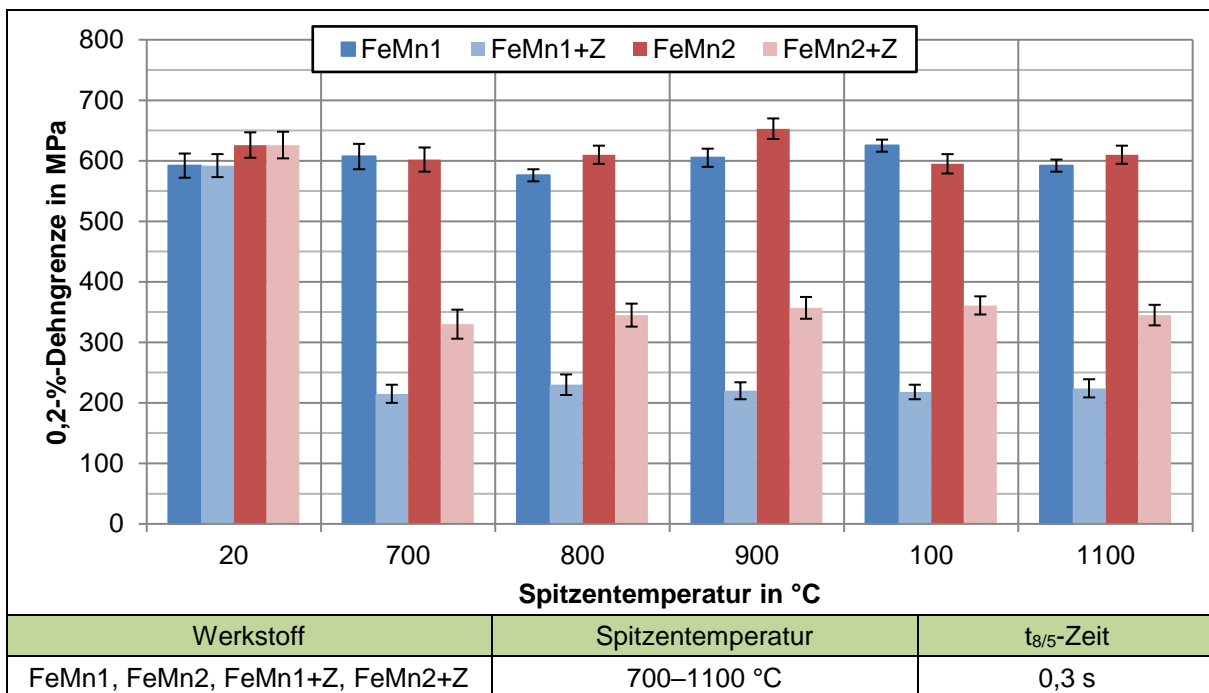


Abbildung 7.69: Spitztemperaturabhängige 0,2-%-Dehngrenze von FeMn1 und FeMn2 im unverzinkten und verzinkten Zustand

Der andere Teil der im Schweißsimulator hergestellten Proben wird einer Zugprüfung unterzogen. Abbildung 7.69 zeigt die spitzentemperaturabhängige 0,2-%-Dehngrenze von FeMn1 und FeMn2 im unverzinkten und verzinkten Zustand.

Die unverzinkten FeMn1- und FeMn2-Proben zeigen in Abhängigkeit der Spitzentemperatur keine starke Änderung der 0,2-%-Dehngrenze. Die Werte von FeMn1 liegen im Schnitt zwischen 576 und 607 MPa und die von FeMn2 zwischen 595 und 653 MPa. Im Gegensatz dazu verlieren die verzinkten Proben bei Spitzentemperatur erheblich an ertragbarem Dehverhalten. So liegt die Dehngrenze für FeMn1+Z bei Erwärmung auf 700 °C-Spitzentemperatur nur noch bei 215 MPa, was einen Verlust von fast 400 MPa gegenüber RT bedeutet. Es ist zu beobachten, dass sich dieser Wert mit steigender Spitzentemperatur kaum ändert und bei 1100 °C bei 224 MPa liegt. Ähnlich verhalten sich auch die FeMn2+Z-Zugproben, jedoch auf einem höheren Festigkeitslevel. Die Dehngrenze liegt hier zwischen 330 und 361 MPa.

Als weiterer mechanisch-technologischer Kennwert wird die Zugfestigkeit untersucht. Abbildung 7.70 zeigt diese in Abhängigkeit der Spitzentemperatur.

Auch hier weisen die unverzinkten FeMn1- und FeMn2-Proben bei Spitzentemperaturen tendenziell keine starke Änderung der Zugfestigkeit verglichen mit dem Ausgangsmaterial auf. Die mittleren Werte von FeMn1 liegen zwischen 964 und 1007 MPa und die von FeMn2 zwischen 904 und 992 MPa. Die verzinkten Proben erreichen wesentlich niedrigere Werte. Die Zugfestigkeit der FeMn1+Z-Proben liegt zwischen 300 und 480 MPa und damit um mehr als

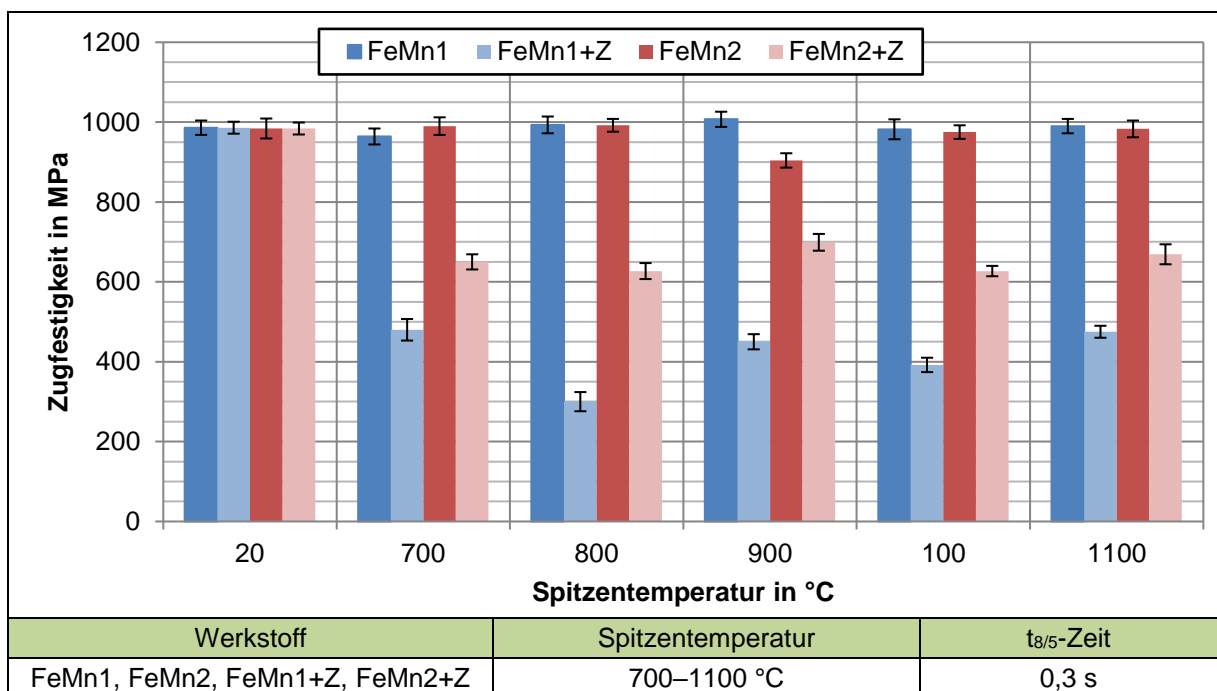


Abbildung 7.70: Spitzentemperaturabhängige Zugfestigkeit von FeMn1 und FeMn2 im unverzinkten und verzinkten Zustand

50 % unter den jeweiligen Werten der unverzinkten Proben. Eine Abhängigkeit von der Höhe der Spitztemperatur ist nicht zu erkennen. Die Zugfestigkeit von FeMn2+Z liegt auch hier höher als FeMn1+Z, jedoch mit 627 bis 699 MPa ebenfalls deutlich unter den FeMn2-Proben.

Da durch die verspröde Wirkung der LME besonders das Dehnverhalten der Werkstoffe beeinflusst wird, wird die spitztemperaturabhängige Bruchdehnung der beiden FeMn-Stähle ermittelt, s. Abbildung 7.71.

Die unverzinkten FeMn1- und FeMn2-Proben zeigen keine starke Änderung der Bruchdehnung in Abhängigkeit der Spitztemperatur. Die Durchschnittswerte von FeMn1 liegen zwischen 51 und 61 % und die von FeMn2 zwischen 52 und 56 %. Im Gegensatz dazu zeigen die verzinkten Proben eine sehr starke Verringerung der erreichbaren Bruchdehnung bei Spitztemperatur. So liegt diese für FeMn1+Z nur noch zwischen 9 und 14 % und für FeMn2+Z zwischen 15 und 22 %. Bei FeMn1+Z deutet sich eine Abhängigkeit von der Spitztemperatur an, da die Bruchdehnung mit steigender Temperatur zunimmt. Diese ist bei FeMn2+Z jedoch nicht zu beobachten.

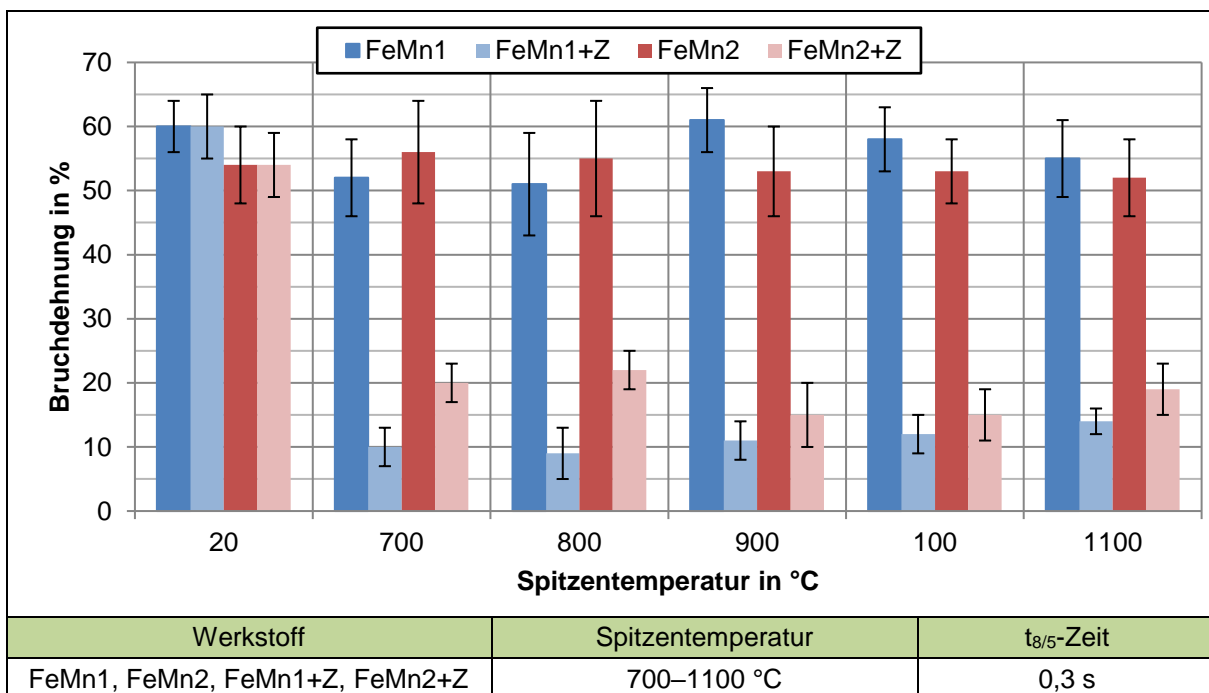


Abbildung 7.71: Spitztemperaturabhängige Bruchdehnung von FeMn1 und FeMn2 im unverzinkten und verzinkten Zustand

Die Schweißsimulationsversuche haben ergeben, dass die mechanisch-technologischen Kennwerte (Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung) der oberflächenveredelten FeMn-Stähle gegenüber der unbeschichteten Variante stark reduziert werden. LME-Risse treten durch die bloße Wärmebehandlung in Form des Nachfahrens eines Schweißzykluses auf, ohne dass die Proben einer mechanischen Belastung in Form von Elektrodenkappenkräften

ausgesetzt sein müssen. Daraus lässt sich schlussfolgern, dass neben den Pressschweißprozessen auch das Fügen der Werkstoffe mit Schmelzschweißverfahren zu Rissen führen wird.

7.5.2 Warmzugsimulationsversuche

In diesem Kapitel werden zusätzlich zu den Einflussfaktoren Temperatur und Zeit die Existenzbereiche der LME-Risse durch definierte mechanische Belastungen bestimmt.

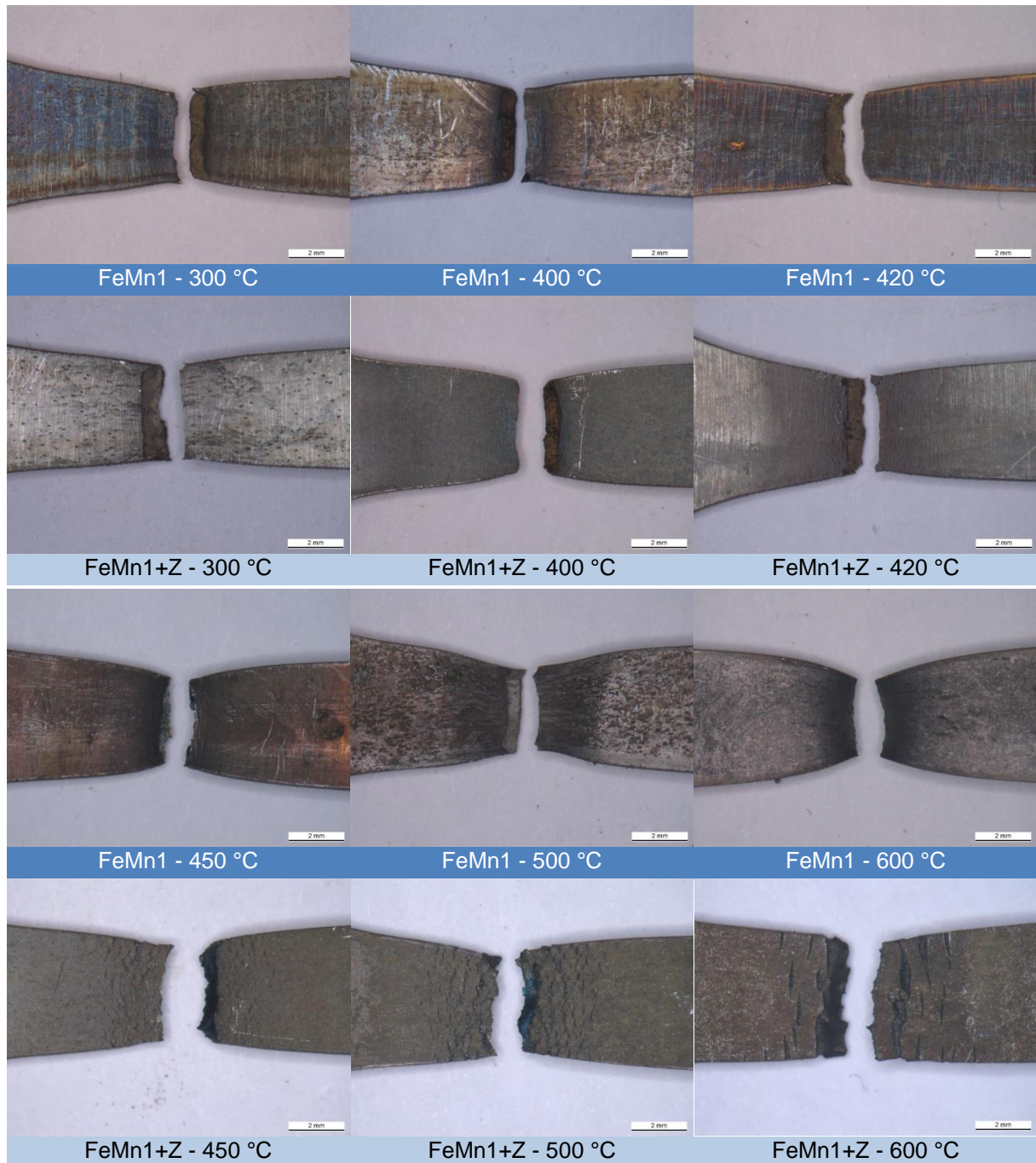


Abbildung 7.72: FeMn1(+Z)-Bruchbereiche nach Warmzugsimulationsversuchen bei unterschiedlichen Temperaturen

Die Bestimmung der Zugfestigkeiten, Dehngrenzen und Bruchdehnungen in 100 °C-Schritten von 100–800 °C, wie in Kapitel 7.1.9 beschrieben, zeigt, dass neben der Zugfestigkeit vor allem die Bruchdehnung bei Anwesenheit von Zink auf den Versuchsstählen ab Zinkschmelztemperatur sehr stark abfällt.

Zur Verdeutlichung der oberflächlichen LME-Risse sind die Bruchflächen der Proben von verzinktem und unverzinktem FeMn1(+Z) bei Prüftemperaturen von 300 °C bis 600 °C in Abbildung 7.72 gegenübergestellt.

Die Proben bei 300 °C und 400 °C weisen in beiden Zuständen keine Risse und eine gleichmäßige Brucheinschnürung auf. Ab 420 °C bilden sich bei den verzinkten Proben aufweitende Querrisse, die mit weiterer Temperaturerhöhung immer breiter werden. Bei 600 °C sind sie besonders deutlich zu erkennen. Eine Brucheinschnürung wie bei den unverzinkten Blechen stellt sich nicht mehr ein.

Die Brucheinschnürung liegt sowohl im unverzinkten, als auch im verzinkten Zustand bei Zugtemperaturen bis zum Schmelzpunkt von Zink auf einem Niveau. Bei den verzinkten FeMn1-Proben können LME-Risse auf der Oberfläche in Makroaufnahmen ab 420 °C festgestellt werden und korrelieren damit mit der Zinkschmelztemperatur.

Die temperaturabhängigen Brucheinschnürungen der untersuchten FeMn-Werkstoffe, in beiden Beschichtungszuständen, zeigt Abbildung 7.73. Die sich bildenden LME-Querrisse bewirken eine Abnahme des Dehnvermögens und führen zu Versprödung, wie die Werte deutlich widerspiegeln. Ab 420 °C erreichen verzinkte und unverzinkte Variante des jeweiligen

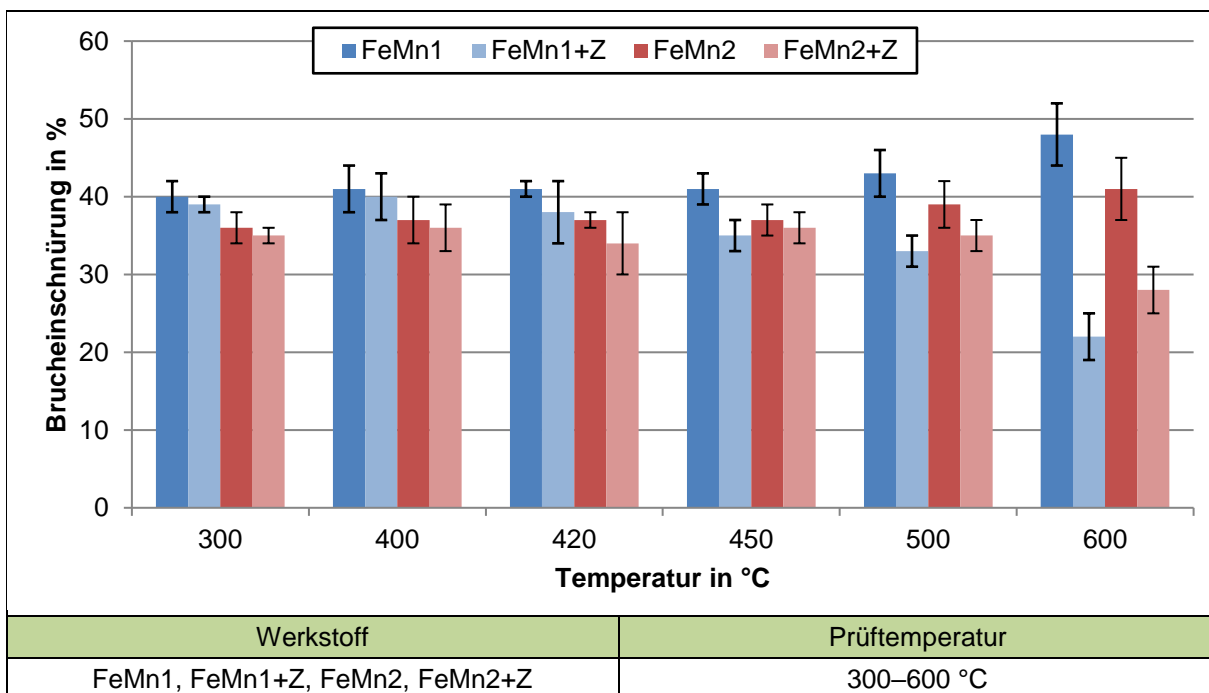


Abbildung 7.73: Temperaturabhängige Brucheinschnürung der FeMn1/2(+Z)-Warmzugproben

FeMn-Stahls sehr unterschiedliche Brucheinschnürungen, sodass bei 600 °C eine Differenz von bis zu 50 % erreicht wird.

In einem weiteren Schritt wird der Einfluss der Dehnung auf die LME an FeMn1-Proben mit und ohne Oberflächenveredelung bei erhöhten Temperaturen untersucht. Als Zugtemperaturen werden 450 °C und 500 °C gewählt. Es werden drei unterschiedliche Dehngrenzen, jeweils gültig für die entsprechende Temperaturstufe, untersucht:

- knapp unterhalb der Streckgrenze $R_{p0,2}$
- knapp oberhalb der Streckgrenze $R_{p0,2}$
- 25 % Gesamtdehnung

Die unverzinkten Proben haben, unabhängig von der Temperatur, keine Risse. Ebenfalls zeigen sich keine Risse unterhalb der Streckgrenze. Nach Belastungen knapp oberhalb der Streckgrenze bei einer Prüftemperatur von 450 °C weisen verzinkte Proben Risse mit einer durchschnittlichen Länge von 2 µm auf. Bei 25 %-Gesamtdehnung nimmt die Länge auf 5 µm zu.

Bei 500 °C und knapp oberhalb der Streckgrenze gibt es bei den beschichteten Proben Risse mit einer Länge von 10 µm. Bei 25 %-Gesamtdehnung nehmen die Risse in Anzahl und Länge zu. Durch die erhöhte mechanische Belastung des Werkstoffs kommt es bei diesen Versuchsbedingungen zu einer sprunghaften Risslängenzunahme auf bis zu 100 µm.

Weitere Untersuchungen mit verschiedenen Vorreckgraden, Haltetemperaturen, mechanischen Spannungen und Abkühlmedien an verzinkten FeMn1+Z-Proben zeigen keine Abhängigkeit des Rissauftretens von der Dauer der Temperatureinwirkung und mechanischen Belastung. Durch eine Vorreckung der Proben wird eine Kaltverfestigung des Werkstoffs beobachtet, wobei die Zugfestigkeit teilweise von dem ursprünglichen Wert von 1000 MPa auf über 1300 MPa gesteigert wird. Auf die LME wirkt sich die Kaltverfestigung nicht aus.

Um den Einfluss der Dauer der Belastung und Temperatur zu ermitteln, werden die Proben in einer weiteren Versuchsreihe auf 500 °C erwärmt und auf diesem Temperaturniveau gedehnt, bis eine mechanische Spannung von 450 MPa erreicht ist, was einer Dehnung von 25 % entspricht. Auf diesem Temperatur- und Spannungsniveau werden die Proben zwischen 0,5 und 5 Minuten in Stufen von 0,5 Minuten gehalten. Danach werden die Werkstoffproben entspannt und an ruhender Atmosphäre abgekühlt. Abschließend folgen Zugversuche unter Raumtemperatur.

Die Wärmebehandlung des FeMn1+Z-Stahls zeigt einen deutlichen Einfluss auf Streckgrenze und Brucheinschnürung, vgl. Abbildung 7.74. Mit ansteigender Haltezeit sinkt die Streck-

grenze um 100 MPa von 455 MPa bei 0,5 min auf 355 MPa bei 5 min. Die Brucheinschnürung nimmt von 48 % bei 0,5 min auf 33 % bei 5 min ab. Die Zugfestigkeit wird dabei nicht beeinflusst.

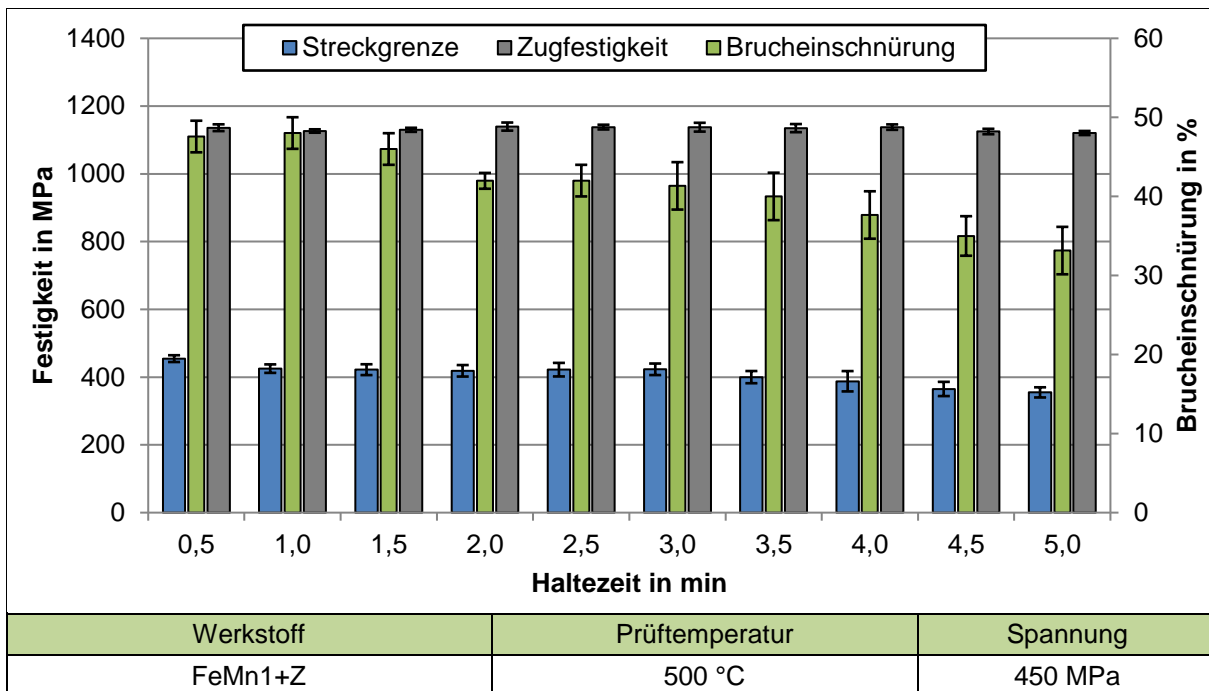
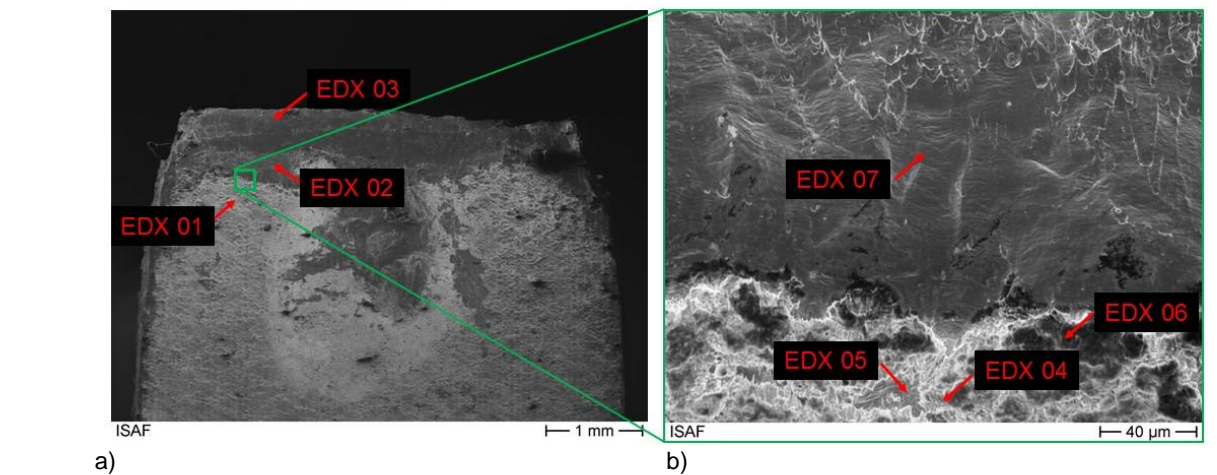


Abbildung 7.74: Festigkeiten und Brucheinschnürungen der auf 450 MPa gedehnten und auf 500 °C erwärmten FeMn1+Z-Proben in Abhängigkeit der Haltezeit

Die Untersuchung des Werkstoffverhaltens der FeMn-Stähle in der Warmzugesanlage zeigt, dass eine Querrissbildung auf den verzinkten Proben einsetzt, wenn die Prüftemperatur von 420 °C überschritten wurde und das Zink flüssig wird. Infolgedessen dringt es in die Korngrenzen ein und führt zu einer Versprödung. Dadurch werden die Dehnfähigkeit und somit die Brucheinschnürung stark reduziert. Weiterhin hat die Angriffszeit des flüssigen Zinks einen entscheidenden Einfluss auf Brucheinschnürung und Streckgrenze. Mechanische Belastungen unterhalb der Streckgrenze haben keinen Einfluss auf die Festigkeit. Die LME tritt somit erst im plastischen Bereich auf.

7.5.3 Rasterelektronenmikroskopische Bruchflächenuntersuchung

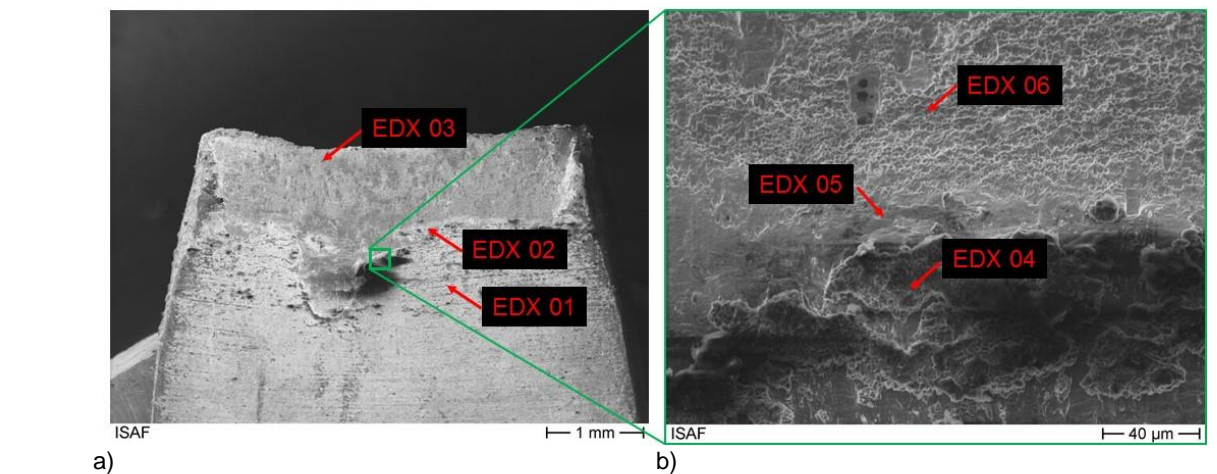
Abschließende Untersuchungen der Bruchflächen der Warmzugproben im Rasterelektronenmikroskop (REM) und die Ermittlung der Elementverteilung in Punktanalysen mit der energiedispersiven Röntgenspektroskopie (EDX) sollen zeigen, wo sich das Zink der Oberflächenbeschichtung befindet. Die folgenden Abbildungen stellen jeweils die Probenseite mit der Bruchfläche dar. An dieser wird die Legierungszusammensetzung bei 20-facher Vergrößerung an drei bzw. vier Punkten analysiert. Weiterhin wird bei 500-facher Vergrößerung der Übergangsbereich zur Bruchfläche hin ebenfalls an drei bzw. vier Punkten untersucht. Die Ergebnisse der Werkstoffe FeMn2+Z, 1.4301+Z sowie 1.4376+Z sind im Anhang dargestellt.



Gw.-%	EDX 01	EDX 02	EDX 03	EDX 04	EDX 05	EDX 06	EDX 07
Fe	20,08	80,14	78,14	6,51	43,75	7,29	75,28
Mn	12,80	15,97	20,10	2,04	12,26	3,36	20,43
Al	3,51	3,89	0,66	0,66	3,34	1,31	2,25
Si	2,81	-	1,10	-	1,72	1,42	2,04
Zn	60,80	-	-	90,79	38,93	86,62	-

Abbildung 7.75: Bruchflächenaufnahme und Punktanalyse von Warmzugprobe FeMn1+Z: 300 °C: Vorderseite (a) und Übergang Bruchfläche (b)

Abbildung 7.75 zeigt eine FeMn1+Z-Probe, die bei 300 °C gezogen wurde. Zink tritt hier nur außerhalb der Bruchfläche in der Oberflächenbeschichtung auf (EDX 01 in Abbildung 7.75a). Die Analyse des Übergangs von Grundwerkstoff zum Bruchbereich bestätigt das Ergebnis. Im hell dargestellten Grundwerkstoff in Abbildung 7.75b zeigen die Punkte EDX 04–06 Zinkvorkommen in der Beschichtung. Die Bruchfläche ist hingegen frei von Zink.

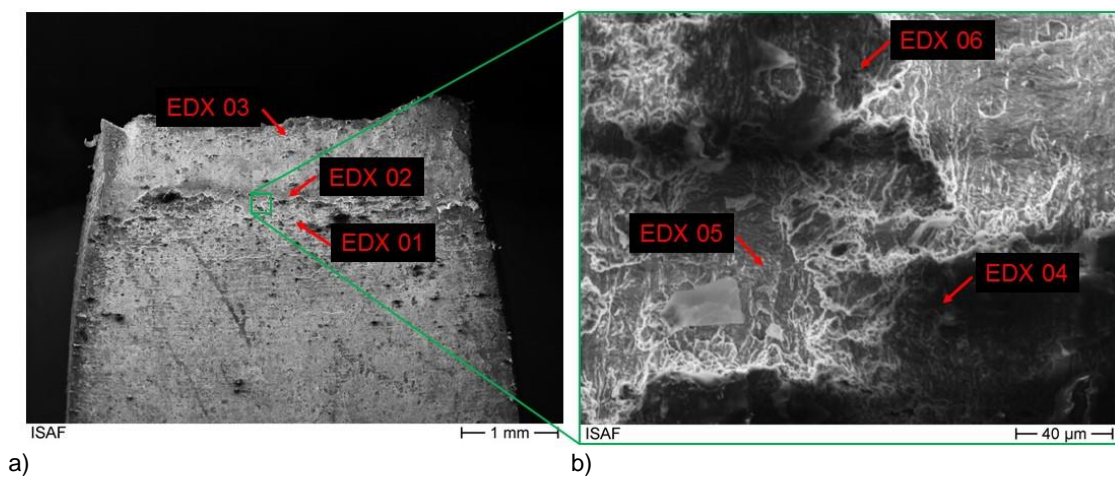


Gw.-%	EDX 01	EDX 02	EDX 03	EDX 04	EDX 05	EDX 06
Fe	20,47	75,04	76,00	13,32	76,89	77,16
Mn	15,68	15,14	16,20	14,95	16,55	15,11
Al	3,33	5,03	3,89	4,40	3,57	3,95
Si	1,20	4,79	3,91	1,35	2,99	3,78
Zn	59,31	-	-	65,98	-	-

Abbildung 7.76: Bruchflächenaufnahme und Punktanalyse von Warmzugprobe FeMn1+Z: 400 °C: Vorderseite (a) und Übergang Bruchfläche (b)

Abbildung 7.76 zeigt die Bruchflächenaufnahme und Punktanalyse an einer FeMn1+Z Warmzugprobe bei 400 °C. Die Punktanalysen ergeben, dass das Element Zink nur bei Punkt EDX 01 auftritt. Dieser Punkt liegt außerhalb der Bruchfläche, sodass dort der Zn-Gehalt der Oberflächenveredelung gemessen wird. In der Bruchfläche (EDX 02 und 03) liegt kein Zink vor. Die Analyse des Übergangs von Grundwerkstoff zum Bruchbereich bestätigt das Ergebnis. Auch hier ist die Bruchfläche frei von Zink.

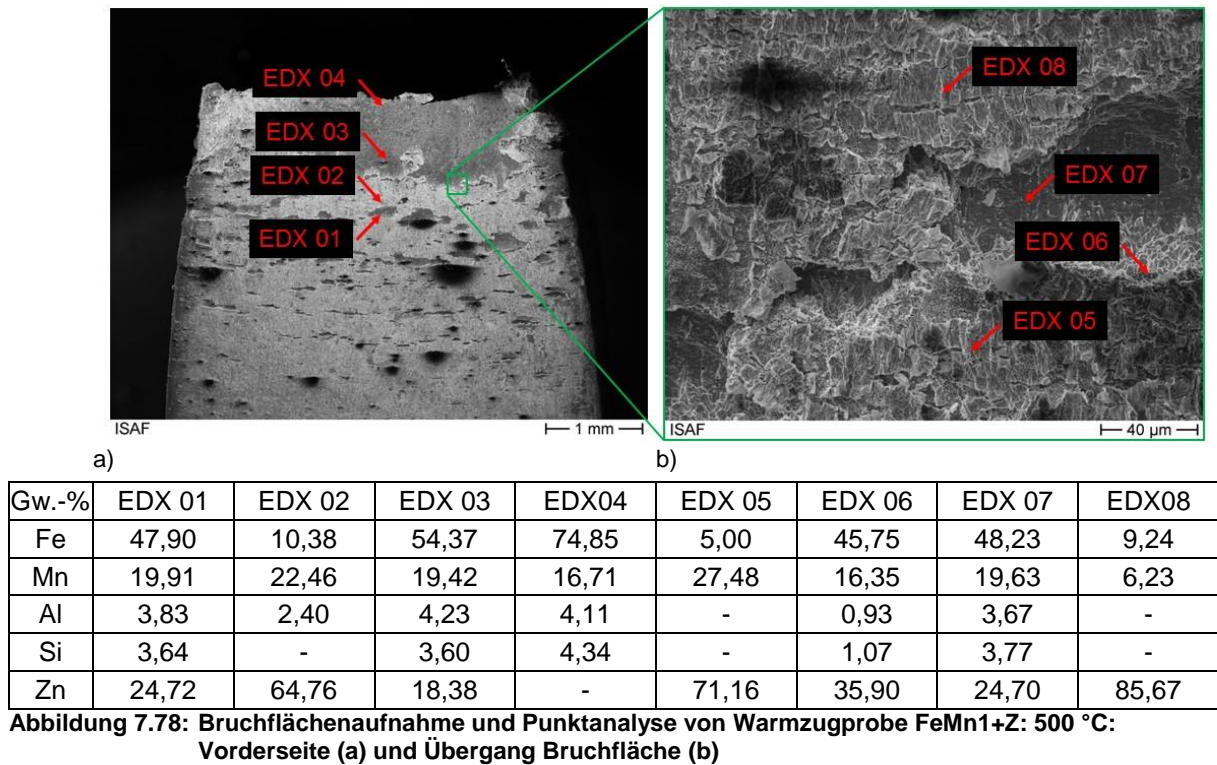
Die auf 450 °C erwärmte Probe des FeMn1-Stahls weist in der EDX 02 Messung in Abbildung 7.77a einen Zinkgehalt von 7,27 Gew.-% auf. Dieser liegt in der Bruchfläche, sodass kurz über der Zinkschmelztemperatur bereits ein Angriff auf die Korngrenzen erfolgt ist. In der Detailaufnahme der Bruchfläche (Abbildung 7.77b) detektieren alle drei Analysen Zink.



Gw.-%	EDX 01	EDX 02	EDX 03	EDX 04	EDX 05	EDX 06
Fe	9,14	70,28	74,80	13,16	73,03	9,85
Mn	24,62	15,90	15,30	7,72	16,49	20,91
Al	1,86	6,37	5,00	1,69	0,40	-
Si	-	3,27	4,90	4,98	-	-
Zn	64,37	7,27	-	72,45	10,07	69,24

Abbildung 7.77: Bruchflächenaufnahme und Punktanalyse von Warmzugprobe FeMn1+Z: 450 °C: Vorderseite (a) und Übergang Bruchfläche (b)

Bei einem Temperaturniveau von 500 °C zeigen sich bereits deutlich die Querrisse im Material, vgl. Abbildung 7.78. Im EDX 01-Messpunkt werden ein solcher Riss analysiert und bereits ein Zinkgehalt von ca. 25 % festgestellt. Auf der Bruchfläche in EDX 03 liegt ebenso eingedrungenes Zink vor (ca. 18 %). Am oberen Probenbereich (EDX 04) kann kein Zink nachgewiesen werden. Durch die beginnende Versprödung am unteren Bruchflächenbereich wird der Werkstoff bereits so geschwächt, dass es zum Abscheren der Probe kommt, ohne dass das Zink bis in den oberen Bereich fortgeschritten sein muss. Die Untersuchung des Übergangsbereiches (Abbildung 7.78b) zeigt Zinkvorkommen an allen vier Messpunkten.



Die schweißprozessunabhängigen Untersuchungen im Schweißsimulator, der Warmzugsimulationsanlage und der Bruchflächen mit der energiedispersiven Röntgenspektroskopie im Rasterelektronenmikroskop haben gezeigt, dass ohne mechanische Einwirkung und nur durch Wärmebehandlungsvorgänge eine Rissinitiation durch die LME erfolgt. Diese tritt ab einer Temperatur von 420 °C auf, dem Schmelzpunkt des Zinks der Oberflächenveredelung. Die mechanisch-technologischen Kennwerte Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung erreichen nur noch einen Bruchteil der Werte der unverzinkten Varianten. Je länger die Angriffszeit des Zinks bei höheren Temperaturen ist, umso stärker ist die Versprödung und das Verformungsverhalten, insbesondere die Brucheinschnürung, nimmt stark ab. Ein Eindringen des Zinks lässt sich nicht verhindern, es kann in der Bruchfläche nachgewiesen werden und wird sich auch durch die Verwendung anderer Schweißverfahren nicht unterdrücken lassen.

8 Einbringen einer Diffusionssperrschicht

Da die bisherigen Maßnahmen die Initiierung von LME-Rissen in die oberflächenveredelten FeMn-Stähle bei Wärmebehandlungsvorgängen/Punktschweißversuchen nicht vollständig verhindern konnten, sind Überlegungen für eine werkstoffseitige Lösung notwendig. Es sollte doch möglich sein, Zinkbeschichtung und den LME anfälligen Grundwerkstoff zu trennen und diesen nicht in Kontakt mit dem Zink kommen zu lassen. Dies könnte durch das Einbringen von Diffusionssperrschichten erfolgen. Dabei können zum einen Elemente verwendet werden, die das Zink durch eine Barrierewirkung an dem Eindringen in den Grundwerkstoff hindern, und zum anderen hochschmelzende Verbindungen, die mit dem Zink reagieren und so vor dem Angriff des Grundwerkstoffes abbinden.

8.1 Theoretischer Ansatz

Bei Gleit- und Reibelementen verhindert beispielsweise eine dünne, oxidfreie Sperrschicht, dass Zinn bei höheren Temperaturen aus der Gleit- bzw. Reibschicht in die Zwischenschicht diffundiert. Hierbei soll die Bildung von intermetallischen Sprödphasen aus Zinn und Kupfer verhindert werden, da solche Sprödphasen bei dynamischer Beanspruchung zur Ablösung der Gleit- bzw. Reibschicht führen. Die Diffusionssperrschicht besteht in [HOD87] aus einem Werkstoff mit hexagonaler Gitterstruktur. Dadurch weist die Sperrschicht eine Raumerfüllung durch Metallionen oberhalb von 70 % auf. Die Diffusionssperrschicht muss mit praktisch leerstellenfreier, rekristallisierter Struktur des hexagonalen Kristallgitters ausgebildet sein. Dazu wird in [HOD87] erläutert, dass insbesondere die Materialien Titan, Zirkonium, Hafnium, Thorium, Beryllium, Kobalt und Magnesium oder eine mindestens einen dieser Stoffe enthaltene Legierung für die Diffusionssperrschicht geeignet sind, da diese ein hexagonales Kristallgitter ausbilden und somit eine wirksame Barriere darstellen. Insbesondere die Verwendung von reinem Titan hat sich in dieser Quelle als vorteilhaft erwiesen, da es eine wirksame Diffusionssperrschicht bildet.

Die Einbringung einer Diffusionssperrschicht zwischen den Grundwerkstoff und die zum Korrosionsschutz aufgebrachte Zinkschicht zum Schutz vor LME wurde bei FeMn-Stählen laut dem Stand der Technik bisher noch nicht angewendet. Allgemein stehen zur Beschichtung von Oberflächen mehrere Technologien zur Auswahl. Für die Untersuchungen in dieser Arbeit wird die Diffusionssperrschicht durch die physikalische Gasphasenabscheidung in einer PVD-Anlage erzeugt. Bei der Kathodenzerstäubung werden aus dem jeweiligen Target (Diffusionssperrschichtelement) Metallionen herausgeschlagen. Diese lagern sich als Schicht auf dem zu beschichteten Substrat (FeMn-Grundwerkstoff) ab.

8.2 Untersuchungen

Der FeMn1-Stahl wird zuerst mittels Kathodenzerstäubung mit Titan beschichtet. Anschließend erfolgt eine elektrolytische Zinkbeschichtung. Abbildung 8.1a zeigt den Querschliff eines mit der Ti-Diffusionssperrschicht versehenen FeMn1+Ti+Z-Blechs mit den Schichtdicken von 22 μm (Ti) bzw. 6 μm (Zn) deutlich erkannt werden.

Im nächsten Schritt werden Widerstandspunktschweißversuche an Mischverbindungen aus den mit Ti-Diffusionssperrschicht und Zinkbeschichtung versehenen FeMn1-Blechen und HX340LAD+Z-Stahlblechen durchgeführt. Angefertigte Querschliffe zeigen jedoch Risse bis in die Wärmeeinflusszone, analog der FeMn1+Z-Proben ohne Sperrschicht, vgl. Abbildung 8.1b.

Dass Risse trotz der hexagonalen Kristallstruktur des Titans entstehen, ist der Absenkung des Schmelzpunktes des Titans in Verbindung mit Zink geschuldet, da dieser von 1668 °C bei einem angenommenen 1:1 Mischungsverhältnis auf etwa 1050 °C absinkt. Vermutlich wird durch diese niedrigschmelzende Verbindung das Eindringen des Zinks ermöglicht, da die Spitzentemperaturen bei den Punktschweißversuchen höher liegen.

Da die Versuche mit Titan als Sperrschicht nicht den gewünschten Erfolg zeigen, werden weitere Versuche mit Eisenoxid durchgeführt, das eine hochschmelzende Verbindung mit Zink eingeht. FeMn1-Grundwerkstoffbleche werden mit Eisen in einer Sauerstoffatmosphäre bedampft und anschließend elektrolytisch verzinkt. Auch diese Bleche werden mit HX340LAD+Z punktgeschweißt. In Querschliffen zeigt sich eine Verminderung der Risslänge bis unter 100 μm durch die FeO-Sperrschicht, vgl. Abbildung 8.2.

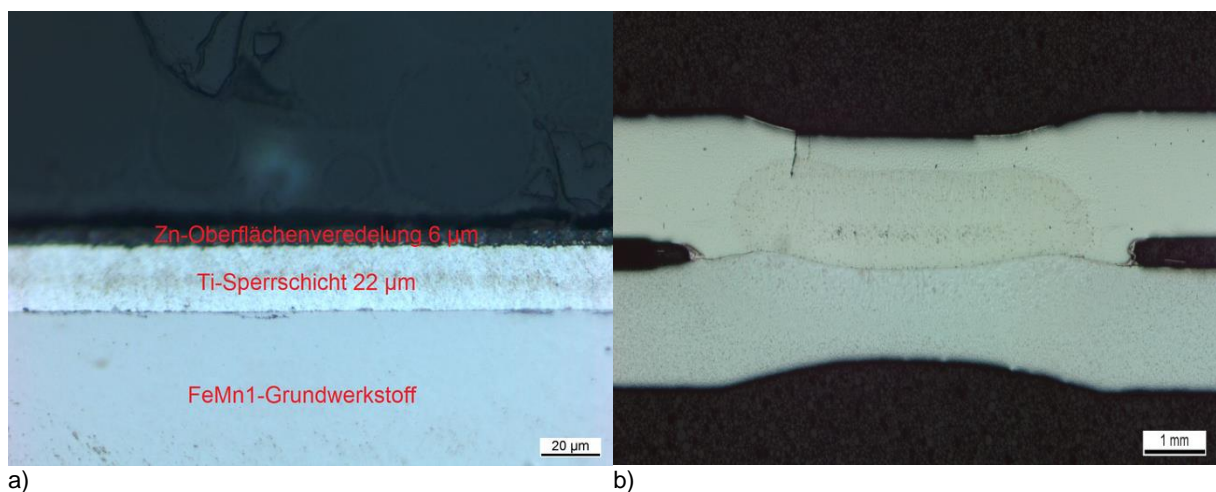


Abbildung 8.1: Querschliff eines mit Ti-Diffusionssperrschicht versehenen, verzinkten FeMn1-Blechs (a), FeMn1+Ti+Z/HX340LAD+Z-Punktschweißverbindung (b)

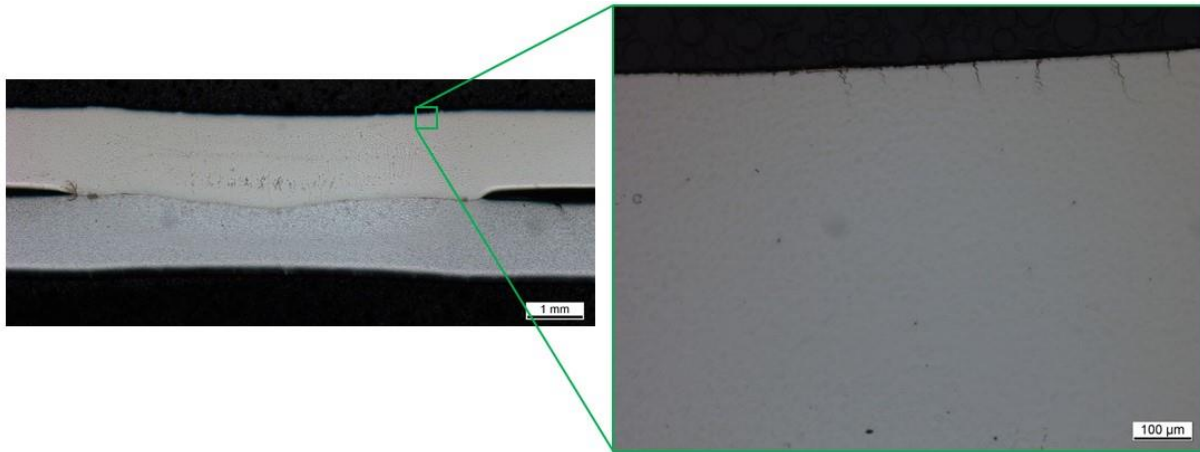


Abbildung 8.2: Querschliff einer mit FeO-Diffusionssperrschicht versehenen FeMn1+FeO+Z/HX340LAD+Z-Punktschweißverbindung

Diese Risse werden anschließend im Rasterelektronenmikroskop mit der EDX-Analyse auf die Elemente Al, Si, Mn, Fe und Zn untersucht. Ein überprüfter Riss ist beispielhaft in Abbildung 8.3a gezeigt. Aus sechs Punktanalysen (EDX 01 bis EDX 06) entlang des Risses werden die prozentualen Massenanteile bestimmt, vgl. Abbildung 8.3b. Von besonderer Bedeutung ist die Verteilung des Zinks (rote Kurve). Während bei Punkt EDX 01 noch 46 Gew.-% Zn detektiert werden, sinkt der Anteil von Punkt zu Punkt kontinuierlich, bis an der Rissspitze (EDX 06) nur noch 2,0 Gew.-% gemessen werden. In Elementverteilungsbildern geben die hellen Bereiche die Konzentration des jeweils betrachteten Elementes an, s. Abbildung 8.3c. Im rechten Bild wird die Zinkverteilung untersucht. Das Zink zeigt sich ausschließlich in den Rissen und ist somit nur über diese in den Grundwerkstoff eingedrungen.

Die durchgeführten Versuche zeigen, dass Zink aus der Oberflächenveredelung weiterhin entlang der Risse in den FeMn-Grundwerkstoff eindringt. Allerdings wird dieser Vorgang durch eine Eisenoxid-Diffusionssperrschicht zumindest geschwächt und die Risslänge auf unter 100 µm verkürzt.

Es wird davon ausgegangen, dass Sperrschichten aus Metalloxiden, bei denen Redoxreaktionen ablaufen, eine wirksame Maßnahme gegen das Eindringen des Zinks in den Grundwerkstoff sein können. Anhand der elektrochemischen Spannungsreihe können Metall-Oxid-Verbindungen bestimmt werden, die bei einer Reaktion mit dem Zink reduziert werden und somit zu einer Oxidation des Zinks führen. Dies ist der Fall, wenn das Metall edler bzw. sein Standardpotential E° größer als das des Zinks ist. Als Sperrschichtelemente kommen nach Tabelle 8.1 Eisen, Kupfer, Zinn, Silizium und Nickel in Frage.

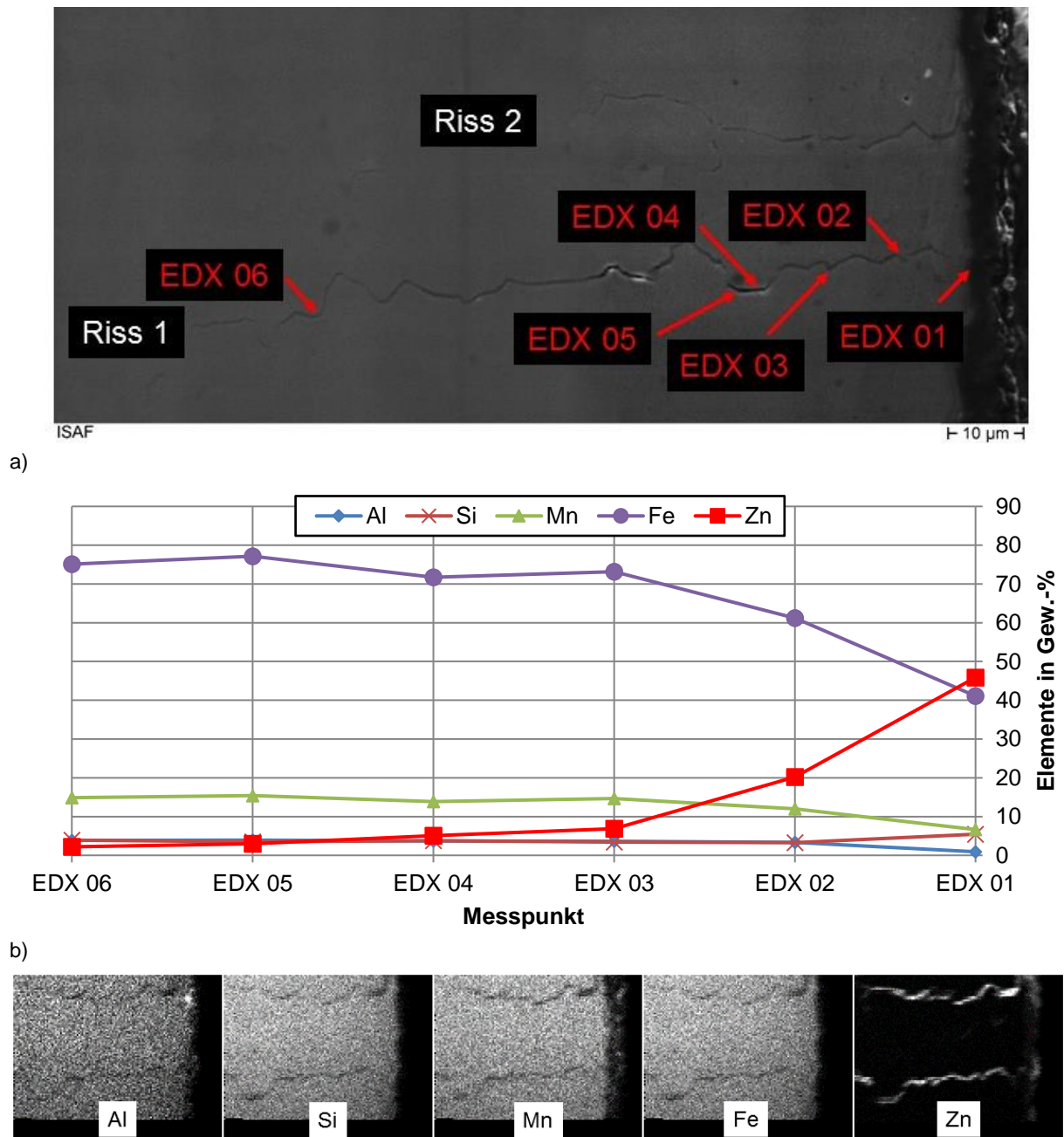


Abbildung 8.3: Im REM untersuchte Risse einer FeMn1+FeO+Z/HX340LAD+Z-Punktschweißverbindung: EDX-Messpunkte an Riss 1 (a), Elemente je EDX-Messpunkt in Riss 1 in Gew.-% (b), Elementverteilungsbilder (c)

Tabelle 8.1: Standardpotentiale ausgewählter Elemente, nach [LID05]

Element	Fe	Cu	Sn	Si	Ni	Zn	Mn	Al	Ti
Standardpotential E° in V	+0,36	+0,35	+0,015	-0,14	-0,23	-0,76	-1,18	-1,66	-1,77

9 Zusammenfassung und Ausblick

Ziel der vorliegenden Arbeit war es, Verarbeitungsrichtlinien für das Widerstandspunktschweißen von Mischverbindungen aus oberflächenveredelten hochmanganhaltigen TWIP-Stählen und ferritischen Feinkornbaustählen zu erarbeiten, um diese rissfrei oder wenigstens risslängenreduziert zu fügen. Neben zwei FeMn-Stahlgüten wurden zwei hochlegierte CrNi-Stähle als Referenzwerkstoffe verwendet. Um dieses Ziel zu erreichen, wurde ein Arbeitsprogramm mit vier Schwerpunkten konzipiert. Zuerst wurden die zu untersuchenden Werkstoffe hinsichtlich ihrer physikalischen und mechanisch-technologischen Kennwerte charakterisiert. Im zweiten Schritt wurden umfangreiche Widerstandspunktschweißversuche durchgeführt und die Parameter so angepasst, dass möglichst kurze LME-Risse auftreten. Parallel dazu wurden numerische Simulationen des Punktschweißprozesses durchgeführt. Als letztes wurde in Schweiß- und Warmzugsimulationsversuchen untersucht, inwieweit Temperatur, Zeit und mechanische Belastung auf die Grundwerkstoffproben unabhängig vom Fügeprozess wirken.

Bei den Untersuchungen der physikalischen Kennwerte wurde ermittelt, dass FeMn-Stähle gegenüber dem ferritischen Fügepartner mit Abstand das größte Schmelzintervall und die niedrigsten Solidus- und Liquidustemperaturen aufweisen, die Wärmeausdehnungskoeffizienten um das 1,6–1,8-fache größer sind und die Wärmeleitfähigkeit um den Faktor 2–5 geringer ist. Diese Punkte führen zu Materialschrumpfung, Spannungen und verlängerter Abkühlung, wodurch zusätzlich zur LME Imperfektionen der Punktschweißverbindung entstehen.

Die Bestimmung der Zugfestigkeiten, Dehngrenzen und Bruchdehnungen unter erhöhten Temperaturen ergab, dass neben der Zugfestigkeit vor allem die Bruchdehnung bei Anwesenheit von Zink auf den FeMn-Stählen ab Zinkschmelztemperatur sehr stark abfällt. Bei den oberflächenveredelten Referenzstählen zeigt sich gegenüber der unverzinkten Variante kein nennenswerter Unterschied.

Die Auswertung der Widerstandspunktschweißungen hat ergeben, dass die FeMn1-Güte bei allen zinkbeschichteten Proben LME-Risse aufweist und somit nicht rissfrei gefügt werden kann. Gegenüber dem Ausgangswert konnten jedoch durch die Auswahl einer Elektrodenkraft von 5,6 kN und eines Elektrodenkappendurchmessers von 8,0 mm die Risslänge um 50 % verkürzt und der Schweißstrombereich maximiert werden. FeMn2+Z konnte mitunter rissfrei geschweißt werden, was mit dem geringeren Siliziumgehalt begründet ist. Die Referenzstähle zeigen je nach Parameterauswahl ebenfalls durch LME induzierte Risse, jedoch bei weitem nicht in dem Umfang wie die Eisen-Mangan-Stähle. Werden Bleche unverzinkt

gefügt, treten keine Risse auf und es können fehlerfreie Verbindungen erzeugt werden. Werden unverzinkte FeMn-Proben mit oberflächenveredelten ferritischen Blechen verschweißt, kommt es in wenigen Versuchen (ca. 6 %) zu Rissen am Interface der Verbindung, die von außen nicht erkennbar sind. Anpassungen der Elektrodenkappengeometrie konnten die Rissbildung ebenfalls nicht vermeiden.

Mit der numerischen Simulation ließen sich die Punktschweißungen abbilden, die Wärmeverteilungen simulieren und die Bereiche mit der höchsten auftretenden Spannung ermitteln. Ein Mehrwert zur Vermeidung bzw. Minimierung der LME-Risse konnte jedoch nicht erreicht werden.

Abschließend wurde ein Benchmark hinsichtlich der Tragfestigkeit der Verbindungen, bei denen die geringste LME-Rissausprägung auftrat, bei quasistatischer und schwingender Last durchgeführt. Die quasistatische Festigkeit wird bei direktem Vergleich durch die LME geschwächt, kann aber je nach Anforderung toleriert werden. Bei den zyklischen Versuchen zeigte sich, dass die Schwingrisse sich sowohl mit den LME-Rissen verbinden als auch senkrecht zu diesen verlaufen. Jedoch ist abschließend festzustellen, dass die verzinkten FeMn1+Z/HX340LAD+Z-Mischverbindungen trotz der Versprödung keine unmittelbare Schwächung der Festigkeit aufweisen.

Das Verhalten der Stähle wurde anhand der Faktoren Beschichtungszustand, Temperatur, Erwärmungs- und Abkühlverhalten, Zeit sowie mechanische Belastung prozessunabhängig analysiert. Bereits ohne äußeren mechanischen Einfluss, ausschließlich durch Wärmebehandlungsvorgänge, tritt die LME ab Schmelztemperatur des Zinks der Oberflächenveredelung durch Rissinitiierung auf, sodass ein Festigkeits- bzw. Dehnungsverlust der mechanisch-technologischen Kennwerte von über 50 % festgestellt werden kann.

Zusammenfassend ist festzustellen, dass sich hochmanganhaltige TWIP-Stähle im oberflächenveredelten Zustand nicht rissfrei mit dem Widerstandspunktschweißen verarbeiten lassen. Da die Prozessseite intensiv erforscht wurde (Temperatur, mechanische Belastung, Zeit, etc.) wurden Überlegungen angestellt, wie sich die LME-Risse werkstoffseitig vermeiden lassen könnten. So wurden bereits erste Widerstandspunktschweißversuche mit Eisenoxid-Diffusionssperrschichten zwischen FeMn1-Grundwerkstoff und Oberflächenveredelung durchgeführt, die vielversprechende Resultate zeigen. Durch eine hochschmelzende FeO-Zn-Verbindung konnten die LME reduziert und auftretende Risse auf 100 µm verkürzt werden. Da davon ausgegangen werden kann, dass Sperrschichten aus Metalloxiden eine wirk-same Maßnahme gegen das Eindringen des Zinks in den Grundwerkstoff sein können, sollten zukünftig weitere Untersuchungen auf diesem Gebiet erfolgen, um diesen vielversprechenden Werkstoff rissfrei fügen zu können.

Literaturverzeichnis

- [ALL04a] Allain, S.; Chateau, J.P.; Bouaziz, O.; Migot, S.; Guelton, N.: *Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe-Mn-C alloys*, Materials Science and Engineering A, Volumes 387–389, 2004
- [ALL04b] Allain, S.: *Doctoral Thesis*, Institut National Polytechnique de Lorraine, 2002
- [ALL04c] Allain, S.; Chateau, J.P.; Bouaziz, O.; Dahmoun D.: *Modelling of mechanical twinning in a high manganese content austenitic steel*, Materials Science and Engineering A, Volumes 387–389, 2004
- [ATE00] Atef, S. H.: *Mechanical properties and corrosion behaviour of high-Mn TWIP steels*, Dissertation, Universität Oulu, 2000
- [BAY04] Bayraktar, E.; Khalid, F.A.; Levallant, C.: *Deformation and fracture behaviour of high manganese austenitic steel. Journal of Materials Processing Technology*, Volume 147, Issue 2, 2004
- [BEA11] Beal, C.: *Mechanical behaviour of a new automotive high manganese TWIP steel in the presence of liquid zinc*, INSA de Lyon, 2011
- [BEC08] Becker, J. U.; Thomas, I.; Göklü, S.; Hofmann, H.; Richter, H.: *X-IP 1000: properties of an austenitic super high strength high manganese steel – status and outlook*, Konferenz-Einzelbericht: SCT2008, 2nd International Conference on Steels in Cars and Trucks, Future trends in steel development, processing technologies and applications, (S. 34–42) Wiesbaden, Germany. Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 2008
- [BEN86] Benet, M. H. K.: *Failure Analysis and Prevention*, Metals Handbook, 9th Edition, Volume 11, American Society for Metals, Seite 225–244, 1986
- [BOU01] Bouaziz, O.; Guelton, N.: *Modelling of TWIP effect on work-hardening*, Materials Science and Engineering A, Volumes 9–321, 2001
- [BOS05] Bosch, R. W.; Al Mazouzi, A.; Sapundjiev, D.; Dekien, H.: *Development of a Hot Cell Test Set-Up for Liquid Metal Embrittlement (LME) Studies in Lead-Lithium and Lead-Bismuth*, HotLab 2005, Petten, Niederlande, 2005
- [BOS07] Bosch R. W.; van Dyck, S.; Al Mazouzi, A.: *Investigation of the susceptibility of EUROFER97 in lead-lithium to liquid metal embrittlement (LME)*, Fusion Engineering and Design 82, 2007, S. 2615–2620, 2007

- [BOY85] Boyer, R. R.: *Metallography and Microstructures*, Metals Handbook, 9th Edition, Volume 9, American Society for Metals, Seite 464, 1985
- [BRA13] Brauser, S.: *Phasenumwandlung und lokale mechanische Eigenschaften von TRIP Stahl beim simulierten und realen Widerstandspunktschweißprozess*, BAM Dissertationsreihe, Band 100, 2013
- [BRU92] Bruscatto, R. M.: *Liquid metal embrittlement of austenitic stainless steel when welded to galvanized steel*, Welding Journal, New York, Band 71, Heft 12, 1992
- [BUC73] Buchner, K. H.; Albright, D. J.: *Einige Untersuchungen auf dem Gebiet des durch Flüssigmetallversprödung induzierten Sprödbrechens*, Z. Metallkunde 64, S. 818–821, 1973
- [CAL13] Callister, W. D.; Rethwisch, D. G.: *Materialwissenschaften und Werkstofftechnik, Eine Einführung*, Wiley-Vch Verlag GmbH & Co. KGaA, 2013
- [CAO14] Cao, J.; Zhao, A.; Liu, J.; He, J.; Ding, R.: *Effect of Nb on Microstructure and Mechanical Properties in Non-magnetic High Manganese Steel*, Journal of Iron and Steel Research, International, Band 21, Heft 6, S. 600–605, 2014
- [CHE08] Chen, L.; Voswinckel, H.; Han Kim, S.; Kim, S. K.; Kim, G. S.; De Cooman, B. C.: *Stretch-flangeability of TWIP Steel*, International Conference on New Developments in Advanced High-Strength Sheet Steels, Orlando, 2008
- [CHE13] Chen, L.; Zhao, Y.; Qin, X.: *Some Aspects of High Manganese Twinning-Induced Plasticity (TWIP) Steel, A Review*, Acta Metallurgica Sinica, English Letters 26, Heft 1, S. 1–15, 2013
- [CHU99] Chu, W. Y.; Liu, X. M.; Luo, J. L.; Qiao, L. J.: *Mechanism of Embrittlement of Al Alloy by Liquid Metal (GA)*, Canadian Metallurgical Quarterly, Band 38, S. 127–132, 1999
- [CLE01] Clegg, R. E.: *A fluid flow based model to predict liquid metal induced embrittlement crack propagation rates*, Engineering Fracture Mechanics, Band 68, Heft 16, S. 1777–1790, 2001
- [CLE03] Clegg, R. E.; Jones, D. R. H.: *Liquid metal embrittlement of tensile specimens of En19 steel by tin*, Engineering Failure Analysis 10, S. 119–130, 2003

- [CUG05] Cugy, P.; Hildenbrand, A.; Bouzekri, M.; Cornette, D.; Göklü, S.; Hofmann, H.: *A super-high strength Fe-Mn-C austenitic steel with excellent formability for automobile applications*, International Conference Super-High Strength Steels, 2005
- [DAS91] Dastur, Y. N.; Leslie, W. C.: *Metall. Trans.*, 12 A, 1991
- [DEC09] De Cooman, B. C.; Chen, L.; Kim, H. S.; Estrin, Y.; Kim, S. K.; Voswinckel, H.: *State-of-the-Science of High Manganese TWIP Steels for Automotive Applications*, 2009
- [DEC11a] De Cooman, B. C.; Speer, J. G.: *Fundamentals of Steel Product Physical Metallurgy*, Association for Iron & Steel Technology, 2011
- [DEC11b] De Cooman, B. C.; Chin, K.; Kim, J.: *High Mn TWIP Steels for Automotive Applications, New Trends and Developments in Automotive System Engineering*, M. Chiaberge, Ed., InTech, Shanghai, S. 101–128, 2011
- [DEL74] DeLong, W. T.: *Ferrite in austenitic stainless steel weld metal*, Welding Journal Band 53, Heft 7, S. 273–286, 1974
- [DIL05] Diltthey, U.: *Schweißtechnische Fertigungsverfahren 1: Schweiß- und Schneidtechnologien*, Springer Verlag, 3. Auflage, Seite 138, 2005
- [DIL95] Diltthey, U.; Trube, S.: *Schweißtechnische Fertigungsverfahren – Band 2 – Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen*, 2. Auflage, VDI-Verlag, 1995
- [DIN03] N. N.: *Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen: Brucharten und geometrische Messgrößen für Widerstandspunkt-, Rollennaht- und Buckelschweißungen*, DIN EN ISO 14329:2003
- [DIN09] N. N.: *Widerstandsschweißen – Punktschweiß-Elektrodenkappen*, DIN EN ISO 5821:2009
- [DIN12] Ding, H.; Li, H.; Ding, H.; Qiu, C.; Tang, Z.: *Partial Inverse Grain Size Dependence of Strength in High Mn Steels Microalloyed With Nb*, Journal of Iron and Steel Research, International, Band 19, Heft 9, S. 68–72, 2012
- [DIN76] Dinda, S.; Warke, W. R.: *The effect of grain boundary segregation on liquid metal induced embrittlement of steel*, Materials Science and Engineering, Band 24, Heft 2, S. 199–208, 1976
- [DIN92] N. N.: *Elektrodenhalter – Teil 2: Morsekegelbefestigung*, DIN EN28430-2:1992

- [DUR03] Durand-Charre, M.: *Microstructure of Steels and Cast Irons*, Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York, 2003
- [DVS10] N. N.: *Steuerungen und Leistungsteile für das Widerstandspunktschweißen*, DVS-Merkblatt 2904, 2010
- [DVS96] N. N.: *Heißrissprüfverfahren – Grundlagen*, DVS-Merkblatt 1004-1, 1996
- [DVS98] N. N.: *Elektroden für das Widerstandsschweißen*, DVS-Merkblatt 2903, 1998
- [EL01] El-Mahallawi, I.; Abdel-Karim, R.; Naguib, A.: *Evaluation of effect of chromium on wear performance of high manganese steel*, Materials Science and Technology, Band 17, Heft 11, S. 1385–1390, 2001
- [ELD55] Eldred, V. W.: *Interactions Between Solid and Liquid Metals and Alloys*, British Report AERE-X/R-1806, 1955
- [FAG71] Fager, D. N.; Spurt, W. F.: *Solid cadmium embrittlement: Steel alloys*, Corrosion, 1971
- [FEL08] Feldmann, M.; Pinger, T.; Tschickardt, D.; Bleck, W.; Völling, A.; Langenberg, P.: *Analyse der Einflüsse auf die Rissbildung infolge Flüssigmetallversprödung beim Feuerverzinken*, Stahlbau, Band 77, Heft 1, 2008
- [FER94] Fernandes, P. J. L.; Clegg, R. E.; Jones, D. R. H.: *Failure by Liquid Metal Induced Embrittlement*, Engineering Failure Analysis, Band 1, Heft 1, S. 51–63, 1994
- [FER96] Fernandes, P. J. L.; Jones, D. R. H.: *Specificity in liquid metal induced embrittlement*, Engineering Failure Analysis, Band 3, Heft 4, S. 299–302, 1996
- [FER97] Fernandes, P. J. L.; Jones, D. R. H.: *The effects of microstructure on crack initiation in liquidmetal environments*, Engineering Failure Analysis, Band 4, Heft 3, S. 195–204, 1997
- [FIN09] Fink, C.; Zinke, M.; Keil, D.; Pries, H.: *Simulation thermo-mechanischer Zyklen an neuartigen FeMn-Stählen mit TWIP-Effekt*, Große Schweißtechnische Tagung, in: DVS-Berichte Band 258, 2009
- [FRI07] Fritzsche, C.; Laurenz, R.: *Widerstandspunktschweißen kaltgewalzter Mehrphasenstähle – DVS 2935-2*, 20. DVS-Sondertagung Widerstandsschweißen, 2007
- [FRI10] Fritz, A. H.; Schulze, G.: *Fertigungstechnik*, Springer-Verlag, 2010

- [FRI13] Fritzsche, C.; Flügge, W.; Veit, J.; Wesling, V.: *Widerstandspunktschweißen von Mischverbindungen aus hochmanganhaltigen und ferritischen Stählen*, 22. DVS-Sondertagung Widerstandsschweißen, 2013
- [FRI78] Frieke, W.: *Dehnungsinduzierte Spannungsrisskorrosion in Flüssigmetallen*, Werkstoffe und Korrosion, Band 29, Heft 11, 1978
- [FRO08] Frommeyer, G.; Rablbauer, R.; Brokmeier, K.; Brück, U.: *Ultrahigh strength and supraductile high-manganese light-weight steels for automotive applications*, Future trends in steel development, processing technologies and applications, 2008
- [FRO98a] Frommeyer, G.; Gräsel, O.: *Light constructional steel and the use thereof*, Patentschrift WO001999001585A1, 1998
- [FRO98b] Frommeyer, G.; Gräsel, O.: *High strength TRIP/TWIP and superplastic steels: Development, properties, application*, Revue de Metallurgie, Band 95, Heft 10, 1998
- [GIG04] Gigacher, G.; Bernhard, C.; Kriegner, W.: *Eigenschaften hochmanganhaltiger Stähle unter stranggießähnlichen Bedingungen*, 2004
- [GIG05] Gigacher, G.: *Erstarrungsverhalten hochmanganhaltiger Stähle*, 3. Thermo-Calc Anwendertreffen, Aachen, 2005
- [GLA03] Glasbrenner, H.; Gröschel, F.; Kirchner, T.: *Tensile Tests on MANET II Steel in circulating Pb–Bi eutectic*, Journal of Nuclear Materials 318, S. 333–338, 2003
- [GLA04] Glasbrenner, H.; Gröschel, F.: *Bending tests on T91 steel in Pb–Bi eutectic, Bi and Pb–Li eutectic*, Journal of Nuclear Materials 335, S. 239–243, 2004
- [GLI78] Glickman, E. E.; Goryunov, Y. V.: *Mechanism of embrittlement by liquid metals and other manifestations of the rebinder effect in metal systems*, Sov. Materials Science, Band 14, Heft 4, S. 355–364, 1978
- [GLO86] Glover, A. G.; Hauser, D.; Metzbower, E. A.: *Failures of Weldments, Failure Analysis and Prevention*, ASM Handbook, Band 11, S. 411–449, 1986
- [GOR82] Gordon, P.; Ann, H. H.: *Met. Trans., A* 13, S. 457, 1982
- [GRÄ00a] Gräsel, O.: *Entwicklung und Charakterisierung neuer Trip/Twip-Leichtbaustähle auf der Basis Fe-Mn-Al-Si*, Technische Universität Clausthal, Dissertation, 2000

- [GRÄ00b] Grässel, O.: *High Strength Fe-Mn-(Al,Si) TRIP/TWIP Steel Development-Properties-Application*, International Journal of Plasticity, Band 16, S. 1391–1409, 2000
- [GRÄ97] Grässel, O.; Frommeyer, G.; Derder, C.; Hofmann, H.: *Phase Transformations and Mechanical Properties of Fe-Mn-Si-Al TRIP-Steels*, Journal de Physique IV, Band 7, Heft C5, S. 383–388, 1997
- [GRÄ98] Grässel, O.; Frommeyer, G.: *High strength TRIP/TWIP steels for crash resistance of structural car body parts*, ISATA, International Symposium on Automotive Technology & Automation, Band 31 Heft 31, 1998
- [GRÄ99] Grässel, O.; Frommeyer, G.: *Hochfeste FeMn-(Al, Si) TRIP/TWIP-Stähle für crashstabile Fahrzeugstrukturen*, Werkstoffwoche 1998, Band 2, 1999
- [GUG92] Gugel, M. D.; White, C. L.; Wist, J. A.: *Progression of Electrode Wear during RSW of EG steel*, 5. Sheet Metal Welding Conference, 1992
- [HAN71] Hancock, P. C.; Ives, M. B.: *The role of plastic deformation in liquid metal embrittlement*, Canadian metallurgical quarterly, Band 10, 1971
- [HER12] Herring, D. H.: *Liquid Metal Embrittlement*, Fastener Technology International, S. 26–28, 2012
- [HER77] Herbsleb, G.; Schwenk, W.: *Untersuchungen zur Lötbrüchigkeit hochlegierter Stähle*, Werkstoffe und Korrosion 28, S. 145–153, 1977
- [HIC12] Hickel, T.; Dick, A.; Neugebauer, J.; Sandlöbes, S.; Raabe, D.: *Mit einer quantenmechanischen Doppelstrategie der Chemie moderner Stähle auf der Spur*, Forschungsbericht, Max-Planck-Institut für Eisenforschung GmbH, 2012
- [HIL01] Hilbinger, R. M.: *Heißrissbildung beim Schweißen von Aluminium in Blechrandlage*, Dissertation, Bayreuth: Universität, Institut für Materialforschung, 2001
- [HIL73] Hildebrand, J. F.: *Cadmium embrittlement of high strength, low alloy steels at elevated temperatures*, Materials Protection Performance, Band 12, Heft 35, 1973
- [HOD87] Hodes, E.; Goerke, K.: *Schichtverbundwerkstoff mit Diffusionssperrschicht, insbesondere für Gleit- und Reibelemente, sowie Verfahren zu seiner Herstellung*, Patentschrift DE3601438C1, 1987

- [HOF05] Hofmann, H.; Richter, H.; Göklü, S.; Meurer, M.; Altgassen, C.; Sauerhammer, B.; Spiegel, M.; Ostwald, C.; Lill, K.; Hassel, A. W.: *Herstellung, Eigenschaften und Oberflächenveredelung supraduktiler TWIP/TRIP-Leichtbaustähle für verstärkende und crashstabile Fahrzeugkomponenten*, BMBF Forschungsvorhaben 03N3110A, 2005
- [HOF08] Hofmann, H.; Becker, J. U.; Göklü, S.; Richter, H.; Thomas, I.: *X-IP 1000: properties of an austenitic super high strength high manganese steel – status and outlook*, Future trends in steel development, processing technologies and applications, SCT2008, 2008
- [HOF09] Hofmann, H.; Mattissen, D.; Schaumann, T. W.: *Advanced Cold Rolled Steels for Automotive Applications*, Steel Research International, Band 80, Heft 1, S. 22–28, 2009
- [HOR54] Horstmann, D.: *Der Angriff eisengesättigter Zinkschmelzen auf siliziumhaltiges Eisen*, Archiv für das Eisenhüttenwesen, Band 25, Heft 11/12, S. 527–533, 1954
- [HOR56] Horstmann, D.: *Der Angriff eisengesättigter Zinkschmelzen auf aluminiumhaltiges Eisen*, Archiv für das Eisenhüttenwesen, Band 27, Heft 3, S. 161–163, 1956
- [HOW09] Howell, R. A.; van Aken, D. C.: *A literature review of age hardening Fe-Mn-Al-C alloys*, Iron and Steel Technology, Band 6, Heft 4, 2009
- [HUA06] Huang, X.; Wang, X. D.; Rong, Y. H.; Wang, L.; Jin, L.: *Mechanical behaviour and martensitic transformation of an Fe-Mn-Si-Al-Nb alloy*, Materials Science and Engineering: A, Band 438–440, 2006
- [HUG99] Hugo, R. C.; Hoagland, R.G.: *Gallium penetration of aluminum: in situ TEM observations at the penetration front*, Scripta Materialia, Band 41, Heft 12, S. 1341–1346, 1999
- [HUG00] Hugo, R. C.; Hoagland, R.G.: *The Kinetics of Gallium Penetration into Aluminum Grain Boundaries - in situ TEM observations and Atomistic Models*, Acta Materialia, Band 48, S. 1949–1957, 2000
- [HUN14] Huntington, A. K.: *Inst. Met.* 11, S. 108–109, 1914
- [INA04] Ina, K.; Koizumi, H.: *Penetration of liquid metals into solid metals and liquid metal embrittlement*, Materials Science and Engineering A, Band 387–389, S. 390–394, 2004

- [JAM09] James, M. N.: *Designing against LMAC in galvanised steel structures*, Engineering Failure Analysis 16, S. 1051–1061, 2009
- [JOH74] Johnson, W. H.: *On some remarkable changes produced in iron and steel by the action of hydrogen and acids*, Proceedings of the Royal Society of London 23, S. 168–179, 1874
- [JUN15] Jung, I.-C.; Cho, L.; De Cooman, B. C.: *Observation of the Influence of Al on Deformation-induced Twinning in TWIP Steel*, ISIJ International, Band 55, Heft 4, S. 870–876, 2015
- [KAM73] Kamdar, M. H.: *Embrittlement by liquid metals*, Progress in Materials Science, Band 15, S. 289–374, 1973
- [KAM77] Kamdar, M. H., *Embrittlement of Gun Steel by Liquid Lead*, Technical Report ARLCB-TR-77046, Benet Laboratories, Watervliet, N.Y., 1977
- [KAM83] Kamdar, M. H.: Treatise on Materials Science and Technology, Band 25, ed. by C. L. Briant and S. K. Banerji, Academic Press, New York, 361., 1983
- [KAM87] Kamdar, M. H.: *Liquid Metal Embrittlement*, Metals Handbook, 9. Ausgabe, Edition, Band 13, Corrosion, S. 171–184, 1987
- [KAR00] Karaman, I.; Sehitoglu, H.; Beaudoin, A. J.; Chumlyakov, Y. I.; Maier, H. J.; Tome, C. N.: *Modeling the deformation behaviour of Hadfield steel single and polycrystals due to twinning and slip*, Acta Materialia, Band 48, Heft 9, 2000
- [KEI03] Keitel, S., Wesling, V.: *Untersuchungen zum Widerstandspunktschweißen von Feinblechen aus neuentwickelten höher- und höchstfesten Stählen*, Abschlußbericht AiF-Nr. 12.618N, Schweißtechnische Lehr- und Versuchsanstalt SLV Duisburg; Institut für Schweißtechnik und Trennende Fertigungsverfahren, TU Clausthal, 2003
- [KEI10] Keil, D.; Zinke, M.; Pries, H.: *Heißrissneigung neuartiger austenitischer Fe-Mn-Stähle für den Automobilbau*, 30. Assistantenseminar Füge- und Schweißtechnik, in: DVS-Berichte Band 268, 2010
- [KEN58] Kennedy, E. M. Jr.: *The Effect of Cadmium Plating on SAE 4340 Steel in the Presence of Stress Concentrations at Elevated Temperatures*, WADC TR 58-108, 1958

- [KIB06] Kibey, S.; Liu, J. B.; Curtis, M. J.; Johnson, D. D.; Sehitoglu, H.: *Effect of nitrogen on generalized stacking fault energy and stacking fault widths in high nitrogen steels*, Acta Materialia, Band 54, Heft 11, 2006
- [KIM07] Kim, S.-J.; Chin, K.-G.; Hwang, H.-G.; Kim, S.-K.; Sohn, I.-R.; Lee, Y.-K.; Lee, o.-Y.: *High Manganese Steel Strips with excellent Coatability and superior Surface Properties, coated Steel, Strips using Steel Strips and Method for Manufacturing the Steel Strips*, Patentschrift WO 2007/075006 A1, 2007
- [KIM08] Kim, S. K.; Kim, G.; Chin, K. G.: *Development of high Manganese TWIP steel with 980 MPa tensile strength*, International Conference on New Developments in Advanced High-Strength Sheet Steels, Orlando, 2008
- [KIM14] Kim, Y. G.; Kim, I. J.; Kim, J. S.; Chung, Y. I.; Choi, D. Y.: *Evaluation of Surface Crack in Resistance Spot Welds of Zn-Coated Steel*, Materials Transactions, Band 55, Heft 1, S. 171–175, 2014
- [KIN04] Kinstler, T. J.: *Current Knowledge of the Cracking of Steels During Galvanizing*, A Synthesis of the Available Technical Literature and Collective Experience for the American Institute of Steel Construction, 2004
- [KLO06] Klocke, F.; König, W.: *Fertigungsverfahren – Umformen*, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2006
- [KOB06] Kobayashi, M.; Toda, H.; Uesugi, K.; Ohgaki, T.; Kobayashi, T.; Takatama, Y.; Ahn, B.-G.: *Preferential penetration path of gallium into grain boundary in practical aluminium alloy*, Philosophical Magazine, Band 86, Heft 28, S. 4351–4366, 2006
- [KÖR13] Körber, D.: *Einflussgrößen auf die flüssigmetallinduzierte Spannungsrisskorrosion beim Feuerverzinken*, Dissertation, TU Darmstadt, 2013
- [KOT92] Kotecki, D. J.; Siewert, T. A.: *WRC-1992 Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metals: A Modification of the WRC-1988 Diagram*, Welding Research Supplement, S. 171–178, 1992
- [KOY12] Koyama, M.; Akiyama, E.; Tsuzaki, K.: *Hydrogen Embrittlement in Al-added Twinning-induced Plasticity Steels Evaluated by Tensile Tests during Hydrogen Charging*, ISIJ International, Band 52, Heft 12, S. 2283–2287, 2012
- [KOY15] Koyama, M.; Sawaguchi, T.; Tsuzaki, K.: *Deformation Twinning Behavior of Twinning-induced Plasticity Steels with Different Carbon Concentrations – Part 1:*

- Atomic Force Microscopy and Electron Backscatter Diffraction Measurements*, ISIJ International, Band 55, Heft 8, S. 1747–1753, 2015
- [KUN07a] Kuntz, M.: *Verformungsmechanismen hoch manganlegierter austenitischer TWIP-Stähle*, Dissertation, Universität Stuttgart, 2007
- [KUN07b] Kuntz, M.; Lempenauer, K.; Staufner, W.; Roos, E.: *Verformungsmechanismen hochmanganlegierter austenitischer TWIP-Stähle*, Stahl und Eisen, Band 127, Heft 12, 2007
- [KUY04] Kuyucak, S.; Zavadil, R.; Gertsman, V.: *Heat-treatment processing of austenitic manganese steels*, 66th World Foundry Congress, Band 2, 2004
- [KWO07] Kwon, O.; Kim, S.; Cho, J.; Kwak, W.; Kim, G.: *Development of TWIP steel for automotive application*, in Proceedings 3rd International Steel Conference on New Developments in Metallurgical Process Technologies (METEC InSteelCon), S. 690–697, Düsseldorf, 2007
- [KWO15] Kwon, Y. J.; Lee, T.; Lee, J.; Chun, Y. S.; Lee, C. S.: *Role of Cu on hydrogen embrittlement behavior in Fe-Mn-C-Cu TWIP steel*, International Journal of Hydrogen Energy, Band 40, S. 7409–7419, 2015
- [LAE07] Läßle, V.; Drube, B.; Wittke, G.; Kammer, C.: *Werkstofftechnik Maschinenbau – Theoretische Grundlagen und praktische Anwendungen*, Verlag Europa Lehrmittel, 2007
- [LAN02] Lange, K.: *Umformtechnik – Grundlagen*, Springer-Verlag, 2002
- [LAN89] Landow, M.; Harsalia, A.; Breyer, N. N.: *Liquid metal embrittlement*, Journal Materials Energy Systems 2, S. 50, 1989
- [LAS81] Laska, R.; Felsch, Ch.: *Werkstoffkunde für Ingenieure*, Friedr. Vieweg & Sohn Verlagsgesellschaft mbH, Braunschweig, 1981
- [LEE00] Lee, Y.-K.; Choi, C.-S.: *Driving force for γ/ϵ martensitic transformation and stacking fault energy of γ in Fe-Mn binary system*, Metallurgical and Material Transactions A, 2000
- [LEE15] Lee, C. W.; Choi, W. S.; Cho, L.; De Cooman, B. C.: *Liquid-Metal-Induced Embrittlement Related Microcrack Propagation on Zn-coated Press Hardening Steel*, ISIJ International, Band 55, Heft 1, S. 264–271, 2015

- [LEG00] Legris, A.; Nicaise, G.; Vogt, J.-B.; Foct, J.; Gorse, D.; Vançon, D.: *Embrittlement of a martensitic steel by liquid lead*, Scripta Materialia, Band 43, S. 997–1001, 2000
- [LEJ10] Lejcek, P.: *Grain Boundary Segregation in Metals*, Springer Verlag, S. 183–184, 2010
- [LI15a] Li, D.; Feng, Y.; Song, S.; Liu, Q.; Bai, Q.; Ren, F.; Shangguan, F.: *Influences of silicon on the work hardening behavior and hot deformation behavior of Fe–25 wt%Mn–(Si, Al) TWIP steel*, Journal of Alloys and Compounds, Band 618, S. 768–775, 2015
- [LID05] Lide, D. R.: *CRC Handbook of Chemistry and Physics*, CRC Press LLC, 2005
- [LIU99] Liu, X. M.; Su, Y. J.; Qiao, L. J.; Chu, W. Y.: *Transmission electron microscopic observations of embrittlement of an aluminium alloy by liquid metal*, Corrosion, Band 55, Heft 9, 1999
- [LUD00] Ludwig, W.; Bellet, D.: *Penetration of liquid gallium into the grain boundaries of aluminium: a synchrotron radiation microtomographic investigation*, Materials Science and Engineering A, Band 281, S. 198–203, 2000
- [LUO11] Luo, J.; Cheng, H.; Asl, K. M.; Kiely, C. J.; Harmer, M. P.: *The Role of a Bilayer Interfacial Phase on Liquid Metal Embrittlement*, Science, Band 333, S. 1730–1733, 2011
- [LYN88a] Lynch, S. P.: *Environmentally-assisted cracking: overview of evidence for an adsorption-induced localised-slip process*, Acta Metallurgica, Band 36, S. 2639–2661, 1988
- [LYN88b] Lynch, S. P.; Trevena, P.: *Stress corrosion cracking and liquid metal embrittlement in pure magnesium*, Corrosion, Band 44, Heft 2, 1988
- [MA14] Ma, L.; Wei, Y.; Hou, L.; Yan, B.: *Microstructure and Mechanical Properties of TWIP Steel Joints*, Journal of Iron and Steel Research, International, Band 21, Heft 8, S. 749–756, 2014
- [MAR01] Marie É, N.; Wolski, K.; Biscondi, M.: *Intergranular penetration and embrittlement of solid nickel through bismuth vapour condensation at 700°C*, Journal of Nuclear Materials 296, S. 282–288, 2001

- [MAT12] Matthes, K.-J.: *Schweißtechnik: Schweißen von metallischen Konstruktionswerkstoffen*, Werner Schneider Carl Hanser Verlag GmbH Co KG, 2012
- [MUJ10] Mujicaa, L.; Weber, S.; Pinto, H.; Thomy, C.; Vollertsen, F.: *Microstructure and mechanical properties of laser-welded joints of TWIP and TRIP steels*, Materials Science and Engineering A 527, S. 2071–2078, 2010
- [NAM13] Nam, J.-B.: *Development of New Auto Steels and Application Technology*, Worldsteel / China Automotive Steel Conference, 2013
- [NIC01] Nicaise, G.; Legris, A.; Vogt, J. B.; Foct, J.: *Embrittlement of the martensitic steel 91 tested in liquid lead*, Journal of nuclear materials, Band 296, S. 256–264, 2001
- [NIC79] Nicholas, M. G.; Old, C. F.: *Review Liquid metal embrittlement*, Journal of Materials Science, Band 14, S. 1–18, 1979
- [OIK82] Oikawa, H.: *Technology Reports*, Tohoku University, Band 47, S. 215, 1982
- [OLD78] Old, C. F.; Nicholas, M. G.: *Liquid metal embrittlement*, Chartered Mechanical Engineer, Band 25, Heft 9, 1978
- [OLD80] Old, C. F.: *Micromechanisms of crack growth in liquid metal environments*, Metal Science, Band 14, Heft 8–9, 1980
- [OTT11] Otto, M.; John, D.; Schmidt-Jürgensen, R.; Springhub, B.; Cornelissen, M.; Berkhout, B.; Patel, J.: *HSD®-Steels – Optimized TWIP Steels*, 1st International Conference on High Manganese Steels in Seoul, Korea, 2011
- [PAR61] Parker, W. J.; Jenkins, R. J.; Butler, C. P. et al.: *Flash method of determining thermal diffusivity, heatcapacity and thermal conductivity*, Journal of Applied Physics, Band 32, Heft 9, S. 1679–1684, 1961
- [PAT99] Patentschrift De 692 26 946 T2: *Austenitischer Manganhartstahl mit hoher Verformbarkeit, Festigkeit und Schweißbarkeit und Verfahren*, 1999
- [PEN14] Pen, X.; Zhu, D.; Hu, Z.; Wang, M.; Liu, L.; Liu, H.: *Effect of Carbon Content on Stacking Fault Energy of Fe-20Mn-3Cu TWIP Steel*, Journal of Iron and Steel Research, International, Band 21, Heft 1, S. 116–120, 2014
- [PER02] Pérez, P.; Pérez, F. J.; Gómez, C.; Adeva, P.: *Oxidation behaviour of an austenitic Fe–30Mn–5Al–0.5C alloy*, Corrosion Science, Band 44, Heft 1, 2002

- [POA03] Poag, G., Zervoudis, J.: *Influence of various parameter on steel cracking*, American Galvanizers Association, 2003
- [POH99] Pohle, C.: *Schweißen von Werkstoffkombinationen: Metallkundliche und fertigungstechnische Grundlagen sowie Ausführungsbeispiele*, Band 140 aus Fachbuchreihe Schweißtechnik, DVS-Verlag, 1999
- [POP87] Popovich, V. V.; Dmukhovskaya, I. G.: *The embrittlement of metals and alloys being deformed in contact with low melting alloys*, Sov. Materials Science, Band 23, Heft 6, S. 535–544, 1987
- [RÄD39] Rädiker, W.; Haarmann, R.: *Angriffsarten des Zinks auf Stahl bei der Feuerverzinkung*, Stahl und Eisen, Band 59, 1939
- [ROB66] Robertson, W. M.: *Propagation of a Crack Filled with Liquid Metal*, Transactions of the Metallurgical Society of AIME, Band 236, S. 1478–1482, 1966
- [RON12] Roncery, L. M.; Webera, S.; Theisen, W.: *Welding of twinning-induced plasticity steels*, Scripta Materialia, Band 66, S. 997–1001, 2012
- [ROQ73] Roques-Carmes, C.; Aucouturier, M.; Lacombe, P.: *The Influence of Testing Temperature and Thermal History on the Intergranular Embrittlement and Penetration of Aluminium by Liquid Gallium*, Metal Science Journal, Band 7, Heft 1, S. 128–132, 1973
- [ROS09] Rosenthal, D.; Krämer, S.; Klein, C.; Geerkens, C.; Müller, J.: *20 years of CSP: Success story of an extraordinary technology*, Stahl und Eisen, Band 129, Heft 11, S. 73–89, 2009
- [ROS10] Rossmann, A.: *Probleme der Maschinenelemente erkennen, verhüten und lösen*, Turbo Consult, 2010
- [ROS60] Rostocker, W.; McCaughey, J. M.; Markus, H.: *Embrittlement of liquid metals*, Rheinhold Verlag, New York, 1960
- [SAH12] Saha, D. C.; Han, S.; Chin, K. G.; Choi, I.; Park, Y.-D.: *Weldability Evaluation and Microstructure Analysis of Resistance-Spot-Welded High-Mn Steel in Automotive Application*, Steel Research International, Band 83, Heft 4, 2012
- [SAH13] Saha, D. C.; Cho, Y.; Park, Y.-D.: *Metallographic and fracture characteristics of resistance spot welded TWIP steels*, Science and Technology of Welding and Joining, 2013

- [SAM00] Samplet, T.; Kolbe, H.: *Liquid metal embrittlement (LME) susceptibility of the 8-9% Cr martensitic steels F82H-mod., OPTIFER IVb and their simulated welded structures in liquid Pb- 17Li*, Journal of Nuclear Materials, Band 283–287, S. 1336–1340, 2000
- [SAT89] Sato, K.; Tanaka, K.; Inoue, Y.: *Determination of the alpha/gamma equilibrium in the iron rich portion of the Fe-Mn-Al system*, ISIJ International, Band 89, Heft 9, 1989
- [SCH04] Schuster, J.: *Heißrisse in Schweißverbindungen. Entstehung, Nachweis und Vermeidung*. Habilitationsschrift u.d.T.: *Theoretische Beschreibung der Heißrißanfälligkeit metallischer Werkstoffe unter besonderer Berücksichtigung hochlegierter Stähle und Nickellegierungen*, DVS-Berichte, Band 233. Düsseldorf: DVS-Verlag GmbH, 2004.
- [SCH09] Schaper, M.: *Moderne Stahlwerkstoffe und deren Anwendung - Vorlesungsskript*, Institut fürWerkstoffkunde, Sommersemester, Hannover, 2009
- [SCH10] Schulze, G.: *Die Metallurgie des Schweißens. Eisenwerkstoffe - Nichteisenmetallische Werkstoffe*, 4. Auflage, Berlin, Heidelberg, Springerverlag, 2010
- [SCH14] Schmidt-Jürgensen, R.: *Energieeinsparungen durch Bandgießen von Leichtbaustählen (EnBaL)*, Abschlussbericht, KfW-AZ: MBe1 – 001693, 2014
- [SCH49] Schaeffler, A. L.: *Constitution diagram for stainless steel weld metal*, Metal Progress, Band 56, Heft 11, S. 680, 1949
- [SCH74] Schumann, H.: *Einfluss der Stapelfehlerenergie auf den kristallographischen Umgitterungsmechanismus der γ/α -Umwandlung in hochlegierten Stählen*, Kristall und Technik, Band 10, Heft 10, 1974
- [SEN14] Senel, E.; Walmsley, J. C.; Diplas, S.; Nisancioglu, K.: *Liquid metal embrittlement of aluminium by segregation of trace element gallium*, Corrosion Science, Band 85, S. 167–173, 2014
- [SEO99] Seol, D. J.; Won, Y. M.; Yeo, T.; Oh, K. H.; Park, J. K.; Yim, C. H.: *High temperature deformation behaviour of carbon steel in the austenite and ferrite regions*, Iron and Steel Institut of Japan International, Band 39, S. 91–98, 1999

- [SHA15] Shao, C. W.; Shi, F.; Li, X. W.: *Cyclic Deformation Behavior of Fe-18Cr-18Mn-0.63N Nickel-Free High-Nitrogen Austenitic Stainless Steel*, Metallurgical and Materials Transactions A, Band 46, S. 1610–1620, 2015
- [SHU14] Shuro, I.; Kobayashi, S.; Nakamura, T.; Tsuzaki, K.: *Determination of a/c phase boundaries in the Fe-Cr-Ni-Mn quaternary system with a diffusion-multiple method*, Journal of Alloys and Compounds, Band 588, S. 284–289, 2014
- [SHU74] Shunk, F. A.; Warke, W. R.: *Specify as an aspect of LME*, Scripta Metallurgica, Band 8, S. 519–526, 1974
- [SJO80] Sjoukes, F.: *Der beschleunigte Angriff durch Zink auf siliziumhaltigen Stählen. Eine Hypothese*, Draht, Band 31, Heft 12, 1980
- [SKE94] Skeldon, P.; Hilditch, J. P.; Hurley, J. R.; Tice, D. R.: *The liquid metal embrittlement of 9Cr steel in sodium environments and the role of non-metallic impurities*, Corrosion Science, Band 36, Heft 4, S. 593–610, 1994
- [SPU86] Spur, G. (Hrsg.): *Handbuch der Fertigungstechnik. Bd. 5. Fügen, Handhaben und Montieren*, München Wien: Carl Hanser Verlag, 1986
- [STE07] Stehlin, M.: *Untersuchung zum Leichtbaupotenzial moderner Stähle im Fahrwerk*, Dissertation, TU Clausthal, 2007
- [STO63] Stoloff, N. S.; Johnston, T. L.: *Crack Propagation in a Liquid Metal Environment*, Acta Metallurgica, Band 11, S. 251–256, 1963
- [STO68] Stoloff, N. S.: *Surfaces and Interfaces*, Syracuse University Press, S. 157–181, 1968
- [STR92] Straumal, B.; Muschik, T.; Gust, W.; Predel, B.: *The wetting transition in high and low energy grain boundaries in the Cu(In) system*, Acta Metallurgica Materialia, Band 40, S. 939–945, 1992
- [SUZ84] Suzuki, H. G.; Nishimura, S.; Imamura, J.; Nakamura, Y.: *Embrittlement of Steels Occurring in the Temperature Range from 1000 to 600 °C*, Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan International, Band 24, Heft 3, S. 169–177, 1984
- [TAK15] Takahashi, F.; Momoi, Y.; Kajikawa, K.; Yamada, H.: *Effect of Nitrogen Content on Cold Working Properties of High-strength Mn-Cr-N Steels Made Using Pressurized ESR*, Iron and Steel Institute of Japan International, Band 55, Heft 3, S. 578–585, 2015

- [TOL15] Tolf, E.: *Challenges in Resistance Welding of Ultra High Strength Steels*, Dissertation, KTH Royal Institute of Technology, Schweden, 2015
- [TWA13] Twardowski, R.: *Mikrostrukturelle Beschreibung von Verformung und Schädigung hochmanganhaltiger Stähle mit TRIP- und TWIP-Effekt*, Dissertation, RWTH Aachen, 2013
- [VDE11] N. N.: *Prüf- und Dokumentationsrichtlinie für die Fügeignung von Feinblechen aus Stahl – Teil 2: Widerstandspunktschweißen*, VDEh Stahl-Eisen-Prüfblatt 1220, Teil 2, 2011
- [VEI14] Veit, J.: *Untersuchungen zum artgleichen Widerstandspunktschweißen von hochmanganhaltigen TWIP-Stählen für den Automobilbau*, Dissertation TU Clausthal, 2014
- [VER04] Vercammen, S.: *Processing and tensile behaviour of twip steels microstructural and textural analysis*, Dissertation, Katholieke Universiteit Leuven, 2004
- [VER09] Vervisch, A.: *Liquid Metal Embrittlement in the heat affected zone of welded high strength steel during batch hot dip galvanizing - Influence of steel composition and microstructure*, Dissertation, Universiteit Gent, 2009
- [VÖL07] Völling, A.; Bleck, W.; Feldmann, M.; Tschickardt, D.; Langenberg, P.: *Neuer Versuch zur Bewertung des Einflusses unterschiedlicher Zinklegierungen auf die Rissbildung beim Feuerverzinken*, Tagung Werkstoffprüfung, 2007
- [VIN02] Vinaricky, E.; Keil, A.; Merl, W. A.: *Elektrische Kontakte, Werkstoffe und Anwendungen*. Springer-Verlag, 2002
- [WAR02] Warke, W. R.: *Liquid Metal and Solid Metal Induced Embrittlement, Failure Analysis and Prevention*, Band 11, ASM Handbook, ASM International, S. 861–867, 2002
- [WES16] Wesling, V., Schram, A., Graß, F.: *Untersuchung zum Einfluss des Schweißzusatzes auf Mischverbindungen mit hochmanganhaltigen Stählen*, 35. Assistenseminar Fügechnik, DVS-Verlag, 2016
- [WES63] Westwood, A. R. C.; Kamdar, M. H.: *Concerning Liquid-Metal-Embrittlement, Particularly of Zinc Monocrystals by Mercury*, Philosophical Magazine, Band 8, S. 787, 1963

- [WES69] Westwood, A. R. C.; Latanision, E. M.: *Adsorption-Induced Embrittlement by Liquid Metals*, in Proceedings of Corrosion by Liquid Metals, ed. J. E. Draly and J. R. Weeks, The Metallurgical Society of AIME, S. 405–415, 1969
- [WES71] Westwood, A. R. C.; Preece C. M.; Kamdar, M. H.: *Fracture*, Band 3, Academic Press, S. 589, 1971
- [WIE55] Wiester, H.-J.; Horstmann, D.: *Der Angriff eisengesättigter Zinkschmelzen auf manganhaltiges Eisen*, Archiv für das Eisenhüttenwesen, Band 26, Heft 4, S. 199–204, 1955
- [WOL06] Wolf, M.: *Zur Phänomenologie der Heißrissbildung beim Schweißen und Entwicklung aussagekräftiger Prüfverfahren*. Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Dissertation, BAM-Dissertationsreihe, Band 19, 2006
- [ZHA06] Zhang, H.; Senkara, J.: *Resistance Welding. Fundamentals and Applications*, Boca Raton: CRC Press Taylor & Francis Group, 2006
- [ZHA11] Zhang, L.; Liu, X.; Shu, K.: *Microstructure and Mechanical Properties of Hot-Rolled Fe-Mn-C-Si TWIP Steel*, Journal of Iron and Steel Research International, Band 18, Heft 12, S. 45–48, 2011
- [ZHA12] Zhang, H.; Senkara, J.: *Resistance Welding. Fundamentals and Applications. 2nd Ed*, Boca Raton: CRC Press Taylor & Francis Group, 2012
- [ZHU15] Zhuang, C.; Liu, J.; Bernhard, C.; Presoly, P.: *Analysis of Solidification of High Manganese Steels Using Improved Differential Thermal Analysis Method*, Journal of Iron and Steel Research International, Band 22, Heft 8, S. 709–714, 2015
- [ZIN09] Zinke, M.; Pries, H.: *Metallkundlich-technologische Untersuchungen zur Schweißbeignung neuartiger austenitischer Fe-Mn-Stähle*, Abschlussbericht AiF-Forschungsvorhaben 15.201B, 2009
- [ZUC05] Zuckschwerdt, K.: *Füge- und Ermüdungsverhalten neuer hochfester supraduktiler TWIP/TRIP-Leichtbaustähle für verstärkende und crashstabile Fahrzeugkomponenten*, BMBF Forschungsvorhaben 03N3110B, 2005

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 3.1:	Einteilung der Pressschweißverfahren nach [DIL05].....	3
Abbildung 3.2:	Wärmebilanz beim Punktschweißen nach [MAT12]	4
Abbildung 3.3:	Widerstände beim Punktschweißen nach [FRI10].....	5
Abbildung 3.4:	Verlauf der Widerstände beim Punktschweißen in Abhängigkeit der Schweißzeit nach [DIL05]	6
Abbildung 3.5:	Zeitlicher Verlauf einer Punktschweißung nach [DVS10]	6
Abbildung 3.6:	Schematischer Aufbau einer zweigeteilten Elektrode nach DIN EN 28430-2:1992	7
Abbildung 3.7:	Elektrodenkappentypen nach DIN EN ISO 5821:2009.....	7
Abbildung 3.8:	Elementkonzentration an einer Cu-Cr-Elektrode in Abhängigkeit der Anzahl an Schweißungen [GUG92]	9
Abbildung 3.9:	Mittel zur Meißelprüfung und Schweißpunktvermessung: Meißel (a) und Präzisionsmesslupe (b)	10
Abbildung 3.10:	Brucharten und ihre Vermessung beim Widerstandspunktschweißen nach [DIN03].....	11
Abbildung 3.11:	Bestimmen des Schweißbereiches nach SEP 1220-2	11
Abbildung 3.12:	Richtwerte für die Geometrie der Schweißlinse und die maximale Elektrodeneindringtiefe: Fügepartner a, b, Schweißlinse c, Linsendurchmesser d, Elektrodeneindringtiefe e, Linsendicke h, Einzelblechdicke t nach [SPU86]	12
Abbildung 3.13:	Schematische Darstellung einer erstarrten Schmelzlinse: ideale gleichmäßige Abkühlung (a), Wärmeabfuhr hauptsächlich über Elektroden (b), Wärmeabfuhr hauptsächlich über Grundwerkstoff (c) [ZHA06]	13
Abbildung 3.14:	Längenänderungen von Stählen in Abhängigkeit von Gefügestruktur und Temperatur [DIL95].....	14
Abbildung 3.15:	Schematische Darstellung der möglichen Schweißfehler beim Widerstandspunktschweißen am Querschnitt einer Schweißlinse.....	15
Abbildung 3.16:	Schematische Darstellung der Verformungsmechanismen [HIC12]	19
Abbildung 3.17:	Schematische Darstellung des TRIP-Effektes nach [GIG05].....	20
Abbildung 3.18:	Schematische Darstellung des TWIP-Effektes nach [GIG05, LAN02]	20

Abbildung 3.19: Zwillinge in unterschiedlichen Belastungszuständen: spannungsfrei (a), Umformgrad 18 % (b), Umformgrad 26 % (c), Umformgrad 34 %; [ALL04c]	21
Abbildung 3.20: Schematische Darstellung der sich einstellenden Mechanismen in Abhängigkeit der Stapelfehlerenergie (SFE) und der Verformung in kubisch flächenzentrierten Werkstoffen nach [DEC11b]	22
Abbildung 3.21: FeMn-Stähle im Bruchdehnungs-Zugfestigkeits-Diagramm nach [DEC09].....	23
Abbildung 3.22: Brammenstranggießanlage – Problemkreise für hochmanganhaltige Stähle [GIG04].....	29
Abbildung 3.23: Schematische Darstellung einer Bandgießanlage nach [ROS09]	29
Abbildung 3.24: Schematische Darstellung der Korngrenzenpenetration durch LME nach [ROS10].....	30
Abbildung 3.25: Bedingungen für das Auftreten der Flüssigmetallversprödung (LME) nach [KIN04, BEN86, BOY85, SHU74, BUC73, HER77, JAM09]	31
Abbildung 3.26: Grenzflächenenergie in Abhängigkeit der Temperatur nach [STR92]	33
Abbildung 3.27: Schematischer Mechanismus der Flüssigmetallversprödung von 22MnB5-Stahl [LEE15]	38
Abbildung 4.1: Übersicht der Versuchswerkstoffe im Bruchdehnungs-Streckgrenzen-Diagramm nach [SCH09].....	39
Abbildung 5.1: Widerstandspunktschweißanlage DALEX PMS 11-3	41
Abbildung 5.2: Schweißsimulator	42
Abbildung 5.3: Warmzuganlage mit Probenraum	43
Abbildung 6.1: Geometrien der Überlappprobe zur Schweißbereichsermittlung (a) und der Probe zur Rissuntersuchung beim Widerstandspunktschweißen (b) ..	44
Abbildung 6.2: Geometrie der Probe zur Temperaturzyklussimulation im Schweißsimulator	44
Abbildung 6.3: FE-Simulation der Warmzugprobe unter statischer Last	45
Abbildung 6.4: Geometrie der Warmzugproben	45
Abbildung 7.1: Schematischer Ablaufplan	47
Abbildung 7.2: Ferritanteil des FeMn1-Stahls in Abhängigkeit der Bruchdehnung.....	49
Abbildung 7.3: Gefügaufnahmen des FeMn1-Stahls in Abhängigkeit der Bruchdehnung: Anlieferungszustand (a), 10 % Umformgrad (b), 30 %	

	Umformgrad (c), 50 % Umformgrad (d), 70 % Umformgrad (e), 90 % Umformgrad (f)	50
Abbildung 7.4:	Ferritanteil des FeMn2-Stahls in Abhängigkeit der Bruchdehnung	51
Abbildung 7.5:	Veränderung des FeMn2-Stahl-Ferritanteils nach der Umformung	51
Abbildung 7.6:	Gefügaufnahmen des FeMn2-Stahls in Abhängigkeit der Bruchdehnung: Anlieferungszustand (a), 10 % Umformgrad (b), 30 % Umformgrad (c), 50 % Umformgrad (d), 70 % Umformgrad (e), 90 % Umformgrad (f)	52
Abbildung 7.7:	Ferritanteil des 1.4376-Stahls in Abhängigkeit der Bruchdehnung	53
Abbildung 7.8:	Gefügaufnahmen des 1.4376-Stahls in Abhängigkeit der Bruchdehnung: Anlieferungszustand (a), 10 % Umformgrad (b), 30 % Umformgrad (c), 50 % Umformgrad (d), 70 % Umformgrad (e), 90 % Umformgrad (f)	54
Abbildung 7.9:	Schwarz/Weiß-Gefügaufnahmen 1.4376 in Abhängigkeit der Bruchdehnung: Anlieferungszustand (a), 10 % Umformgrad (b), 30 % Umformgrad (c), 50 % Umformgrad (d), 70 % Umformgrad (e), 90 % Umformgrad (f)	55
Abbildung 7.10:	Ferritanteil des 1.4301-Stahls in Abhängigkeit der Bruchdehnung	56
Abbildung 7.11:	Gefügaufnahmen des 1.4301-Stahls in Abhängigkeit der Bruchdehnung: Anlieferungszustand (a), 10 % Umformgrad (b), 30 % Umformgrad (c), 50 % Umformgrad (d), 70 % Umformgrad (e), 90 % Umformgrad (f)	57
Abbildung 7.12:	Fließkurvendiagramm der Versuchsstähle bei Raumtemperatur	60
Abbildung 7.13:	Temperaturleitfähigkeiten der Versuchsstähle bei verschiedenen Temperaturstufen	61
Abbildung 7.14:	Spezifische Wärmekapazitäten der Versuchsstähle bei verschiedenen Temperaturstufen	62
Abbildung 7.15:	Dichten der Versuchsstähle in Abhängigkeit der Temperatur	63
Abbildung 7.16:	Wärmeausdehnungskoeffizienten der Versuchsstähle bei verschiedenen Temperaturstufen	64
Abbildung 7.17:	Wärmeleitfähigkeit der Versuchsstähle bei verschiedenen Temperaturstufen	65
Abbildung 7.18:	Temperatur- und beschichtungsabhängige 0,2%-Dehngrenze von FeMn1 und FeMn2	67

Abbildung 7.19: Temperatur- und beschichtungsabhängige 0,2-%-Dehngrenze von 1.4301 und 1.4376 sowie HX340LAD+Z.....	68
Abbildung 7.20: Temperatur- und beschichtungsabhängige Zugfestigkeit von FeMn1 und FeMn2	70
Abbildung 7.21: Temperatur- und beschichtungsabhängige Zugfestigkeit von 1.4301 und 1.4376 sowie HX340LAD+Z.....	71
Abbildung 7.22: Temperatur- und beschichtungsabhängige Bruchdehnung von FeMn1 und FeMn2	72
Abbildung 7.23: Temperatur- und beschichtungsabhängige Bruchdehnung von 1.4301 und 1.4376 sowie HX340LAD+Z.....	73
Abbildung 7.24: Schweißstrombereiche der verwendeten Versuchswerkstoffe	75
Abbildung 7.25: Messaufbau zur Temperaturmessung beim Widerstandspunktschweißen	77
Abbildung 7.26: Temperatur-Zeit-Verlauf einer FeMn1/HX340LAD+Z-Widerstandspunktschweißung	78
Abbildung 7.27: FeMn1/HX340LAD: Makroaufnahmen und Querschliffe der vier Parameterkombinationen.....	80
Abbildung 7.28: FeMn2/HX340LAD: Makroaufnahmen und Querschliffe der vier Parameterkombinationen.....	80
Abbildung 7.29: 1.4301/HX340LAD: Makroaufnahmen und Querschliffe der vier Parameterkombinationen.....	81
Abbildung 7.30: 1.4376/HX340LAD: Makroaufnahmen und Querschliffe der vier Parameterkombinationen.....	81
Abbildung 7.31: Auswertung des Randrisses an der Schweißlinsenoberfläche des austenitischen Blechs Radius R, Länge L, Winkel α	82
Abbildung 7.32: FeMn1+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 5,5 mm und Elektrodenkraft 4,5 kN	83
Abbildung 7.33: FeMn1+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm und Elektrodenkraft 4,5 kN	84
Abbildung 7.34: FeMn1+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 5,5 mm und Elektrodenkraft 5,6 kN	85

Abbildung 7.35: FeMn1+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm und Elektrodenkraft 5,6 kN.....	86
Abbildung 7.36: FeMn1+Z/HX340LAD+Z: Risslängen gemittelt über alle Stromstärken in Abhängigkeit der Elektrodenkraft-Elektrodenkappendurchmesser-Kombination	87
Abbildung 7.37: FeMn1+Z/HX340LAD+Z: Risshäufigkeit in Abhängigkeit der Elektrodenkraft-Elektrodenkappendurchmesser-Kombination.....	87
Abbildung 7.38: FeMn2+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm und Elektrodenkraft 5,6 kN.....	88
Abbildung 7.39: FeMn2+Z/HX340LAD+Z: Risslängen gemittelt über alle Stromstärken in Abhängigkeit der Elektrodenkraft-Elektrodenkappendurchmesser-Kombination	89
Abbildung 7.40: FeMn2+Z/HX340LAD+Z: Risshäufigkeit in Abhängigkeit der Elektrodenkraft-Elektrodenkappendurchmesser-Kombination.....	90
Abbildung 7.41: 1.4301+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm und Elektrodenkraft 5,6 kN.....	91
Abbildung 7.42: 1.4301+Z/HX340LAD+Z: Risslängen gemittelt über alle Stromstärken in Abhängigkeit der Elektrodenkraft-Elektrodenkappendurchmesser-Kombination	92
Abbildung 7.43: 1.4301+Z/HX340LAD+Z: Risshäufigkeit in Abhängigkeit der Elektrodenkraft-Elektrodenkappendurchmesser-Kombination.....	92
Abbildung 7.44: 1.4376+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm und Elektrodenkraft 5,6 kN.....	93
Abbildung 7.45: 1.4376+Z/HX340LAD+Z: Risslängen gemittelt über alle Stromstärken in Abhängigkeit der Elektrodenkraft-Elektrodenkappendurchmesser-Kombination	94
Abbildung 7.46: 1.4376+Z/HX340LAD+Z: Risshäufigkeit in Abhängigkeit der Elektrodenkraft-Elektrodenkappendurchmesser-Kombination.....	94
Abbildung 7.47: FeMn1+Z/HX340LAD: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 5,5 mm und Elektrodenkraft 4,5 kN.....	95

Abbildung 7.48:	360°-Riss einer FeMn1+Z/HX340LAD-Mischverbindung, geschweißt mit Elektrodenkappe F16x20 Ø 5,5 mm, Elektrodenkraft 4,5 kN und Stromstärke 6,9 kA	96
Abbildung 7.49:	FeMn1+Z/HX340LAD: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm und Elektrodenkraft 5,6 kN.....	97
Abbildung 7.50:	FeMn1/HX340LAD+Z: Makroaufnahmen und Querschliffe, geschweißt mit Elektrodenkappe F16x20 Ø 5,5 mm und Elektrodenkraft 4,5 kN	98
Abbildung 7.51:	LME-Rissauftreten im Schweißpunkt (a); Initiierungsort des LME-Risses bezogen auf die Arbeitsfläche der Elektrodenkappe (b)	99
Abbildung 7.52:	Ansatz zur Verringerung der auftretenden Spannungen durch die Verwendung unterschiedlicher Radien von Elektrodenkappen (schematisch)	99
Abbildung 7.53:	Elektrodenkappentypen zur Untersuchung des Einflusses auf die LME-Rissanfälligkeit	99
Abbildung 7.54:	FeMn1+Z/HX340LAD+Z: Makroaufnahmen und Querschliffe, geschweißt mit Elektrodenkappe Sonderform 2 (ballig, Ø 10,0 mm) und Elektrodenkraft 5,6 kN	100
Abbildung 7.55:	Numerisch berechnete Linsenausbildung beim Widerstandspunktschweißen einer FeMn1+Z/HX340LAD+Z-Mischverbindung, geschweißt mit Ø 8,0 mm Kappe, 5,6 kN Kraft bei 7,0 kA Stromstärke nach SZ von 100 ms (a), 480 ms (b), 720 ms (c), 1000 ms (d)	102
Abbildung 7.56:	Vergleich der numerischen (a) und experimentellen (b) Linsenausbildung beim Widerstandspunktschweißen einer FeMn1+Z/HX340LAD+Z-Mischverbindung, geschweißt mit Ø 8,0 mm Elektrodenkappe, 5,6 kN Kraft bei 7,0 kA Stromstärke	102
Abbildung 7.57:	Numerischer Vergleich der auftretenden Spannungen an FeMn1+Z/HX340LAD+Z, geschweißt mit Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm (a) bzw. F16x20 Ø 5,5 mm (b)	103
Abbildung 7.58:	Rissrisiko-Faktor einer FeMn1+Z/HX340LAD+Z-Kombination, geschweißt mit einer 8,0 mm Elektrodenkappe, 5,6 kN Elektrodenkraft sowie einer Stromstärke von 7,0 kA.....	104

Abbildung 7.59: Quasistatischer Scherzugversuch FeMn1/HX340LAD+Z und FeMn1+Z/HX340LAD+Z: Scherzugkräfte und Verlängerungswege in Abhängigkeit der Stromstärke und des Beschichtungszustandes	105
Abbildung 7.60: Statisch geprüfte FeMn1+Z/HX340LAD+Z-Verbindung, geschweißt mit maximaler Stromstärke nach Versuchsende: Draufsicht (a) und Seitenansicht (b).....	106
Abbildung 7.61: Quasistatischer Scherzugversuch FeMn2/HX340LAD+Z, 1.4301/HX340LAD+Z und 1.4376/HX340LAD+Z: Scherzugkräfte und Verlängerungswege in Abhängigkeit der Stromstärke und des Beschichtungszustandes	107
Abbildung 7.62: Zyklischer Scherzugversuch: Wöhlerlinien der Widerstandspunktschweißmischverbindungen	108
Abbildung 7.63: Zyklisch geprüfte FeMn1+Z/HX340LAD+Z-Punktschweißung nach Versuchsende: Draufsicht (a) und Seitenansicht (b)	109
Abbildung 7.64: Schematische Darstellung der Probenentnahme zur metallographischen Analyse der schweißsimulierten Proben.....	110
Abbildung 7.65: Makro- sowie Detailaufnahmen einer schweißsimulierten FeMn1+Z-Probe, erwärmt auf 800 °C Spitzentemperatur und abgekühlt mit einer $t_{8/5}$ -Zeit von 0,3 s.....	110
Abbildung 7.66: Detailaufnahmen einer geschweißten FeMn1+Z/HX340LAD+Z-Mischverbindung (a) und einer schweißsimulierten FeMn1+Z-Probe bei 1000 °C-Spitzentemperatur (b)	111
Abbildung 7.67: Bruchfläche (a) und Elementverteilung der schweißsimulierten FeMn1+Z-Probe bei 1000 °C-Spitzentemperatur aufgenommen im REM (b)	111
Abbildung 7.68: Makroaufnahme einer im Schweißsimulator simulierten FeMn1+Z-Zugprobe nach durchgeführtem Zugversuch mit deutlichen LME-Rissen	112
Abbildung 7.69: Spitzentemperaturabhängige 0,2-%-Dehngrenze von FeMn1 und FeMn2 im unverzinkten und verzinkten Zustand.....	112
Abbildung 7.70: Spitzentemperaturabhängige Zugfestigkeit von FeMn1 und FeMn2 im unverzinkten und verzinkten Zustand	113
Abbildung 7.71: Spitzentemperaturabhängige Bruchdehnung von FeMn1 und FeMn2 im unverzinkten und verzinkten Zustand	114
Abbildung 7.72: FeMn1(+Z)-Bruchbereiche nach Warmzugsimulationsversuchen bei unterschiedlichen Temperaturen.....	115

Abbildung 7.73:	Temperaturabhängige Brucheinschnürung der FeMn1/2(+Z)- Warmzugproben.....	116
Abbildung 7.74:	Festigkeiten und Brucheinschnürungen der auf 450 MPa gedehnten und auf 500 °C erwärmten FeMn1+Z-Proben in Abhängigkeit der Haltezeit	118
Abbildung 7.75:	Bruchflächenaufnahme und Punktanalyse von Warmzugprobe FeMn1+Z: 300 °C: Vorderseite (a) und Übergang Bruchfläche (b)	119
Abbildung 7.76:	Bruchflächenaufnahme und Punktanalyse von Warmzugprobe FeMn1+Z: 400 °C: Vorderseite (a) und Übergang Bruchfläche (b)	119
Abbildung 7.77:	Bruchflächenaufnahme und Punktanalyse von Warmzugprobe FeMn1+Z: 450 °C: Vorderseite (a) und Übergang Bruchfläche (b)	120
Abbildung 7.78:	Bruchflächenaufnahme und Punktanalyse von Warmzugprobe FeMn1+Z: 500 °C: Vorderseite (a) und Übergang Bruchfläche (b)	121
Abbildung 8.1:	Querschliff eines mit Ti-Diffusionssperrschicht versehenen, verzinkten FeMn1-Blechs (a), FeMn1+Ti+Z/HX340LAD+Z- Punktschweißverbindung (b)	123
Abbildung 8.2:	Querschliff einer mit FeO-Diffusionssperrschicht versehenen FeMn1+FeO+Z/HX340LAD+Z-Punktschweißverbindung.....	124
Abbildung 8.3:	Im REM untersuchte Risse einer FeMn1+FeO+Z/HX340LAD+Z- Punktschweißverbindung: EDX-Messpunkte an Riss 1 (a), Elemente je EDX-Messpunkt in Riss 1 in Gew.-% (b), Elementverteilungsbilder (c)...	125
Abbildung A.1:	Universalzugprüfmaschine Zwick Z100 SN3 mit eingespannter Grundwerkstoffprobe	xxix
Abbildung A.2:	Funktionsprinzip (a) der Resonanzprüfmaschine Rumul Testronic 150 kN (b) mit eingespannter Scherzugprobe (c).....	xxx
Abbildung A.3:	Ferritgehaltmessgerät Fischerscope mms (a), Prüfungsvorgang (b)	xxxii
Abbildung A.4:	Laser-Flash-Analyse-Gerät Netzsch LFA 427 am INW der TU Clausthal	xxxii
Abbildung A.5:	Laser-Flash-Analyse nach [PAR61]: Messprinzip (a) und typischer Signalverlauf (b) mit Temperatur- bzw. Signalhohendifferenz ΔT , Zeitwert t, Temperaturleitfähigkeit a.....	xxxiii
Abbildung A.6:	Differenzthermoanalyse-Gerät Netzsch DSC 404 C am INW der TU Clausthal	xxxiv

- Abbildung A.7: FeMn2+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 5,5 mm und Elektrodenkraft 4,5 kN..... xxxv
- Abbildung A.8: FeMn2+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm und Elektrodenkraft 4,5 kN..... xxxvi
- Abbildung A.9: FeMn2+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 5,5 mm und Elektrodenkraft 5,6 kN..... xxxvii
- Abbildung A.10: 1.4301+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 5,5 mm und Elektrodenkraft 4,5 kN.....xxxviii
- Abbildung A.11: 1.4301+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm und Elektrodenkraft 4,5 kN..... xxxix
- Abbildung A.12: 1.4301+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 5,5 mm und Elektrodenkraft 5,6 kN.....xli
- Abbildung A.13: 1.4376+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 5,5 mm und Elektrodenkraft 4,5 kN.....xlii
- Abbildung A.14: 1.4376+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm und Elektrodenkraft 4,5 kN..... xliii
- Abbildung A.15: 1.4376+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 5,5 mm und Elektrodenkraft 5,6 kN..... xliiii
- Abbildung A.16: FeMn1/HX340LAD+Z: Makroaufnahmen und Querschliffe, geschweißt mit Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm und Elektrodenkraft 4,5 kN..... xlv
- Abbildung A.17: FeMn1/HX340LAD+Z: Makroaufnahmen und Querschliffe, geschweißt mit Elektrodenkappe F16x20 Ø 5,5 mm und Elektrodenkraft 5,6 kN.....xlv
- Abbildung A.18: FeMn1/HX340LAD+Z: Makroaufnahmen und Querschliffe, geschweißt mit Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm und Elektrodenkraft 5,6 kN.....xlv
- Abbildung A.19: Ergebnisse der zyklischen Scherzugversuche FeMn1/HX340LAD+Z xlvi
- Abbildung A.20: Ergebnisse der zyklischen Scherzugversuche FeMn1+Z/HX340LAD+Z.. xlvi

Abbildung A.21:	Ergebnisse der zyklischen Scherzugversuche FeMn2/HX340LAD+Z	xlvi
Abbildung A.22:	Ergebnisse der zyklischen Scherzugversuche 1.4301/HX340LAD+Z	xlvi
Abbildung A.23:	Ergebnisse der zyklischen Scherzugversuche 1.4376/HX340LAD+Z	xlvi
Abbildung A.24:	Bruchflächenaufnahme und Punktanalyse von Warmzugprobe FeMn2+Z: 450 °C: Vorderseite (a) und Übergang Bruchfläche (b)	xlvi
Abbildung A.25:	Bruchflächenaufnahme und Punktanalyse von Warmzugprobe FeMn2+Z: 500 °C: Vorderseite (a) und Übergang Bruchfläche (b)	xlvi
Abbildung A.26:	Bruchflächenaufnahme und Punktanalyse von Warmzugprobe 1.4301+Z: 450 °C: Vorderseite (a) und Übergang Bruchfläche (b).....	l
Abbildung A.27:	Bruchflächenaufnahme und Punktanalyse von Warmzugprobe 1.4301+Z: 500 °C: Vorderseite (a) und Übergang Bruchfläche (b).....	l
Abbildung A.28:	Bruchflächenaufnahme und Punktanalyse von Warmzugprobe 1.4376+Z: 450 °C: Vorderseite (a) und Übergang Bruchfläche (b).....	li
Abbildung A.29:	Bruchflächenaufnahme und Punktanalyse von Warmzugprobe 1.4376+Z: 500 °C: Vorderseite (a) und Übergang Bruchfläche (b).....	li

Tabellenverzeichnis

Tabelle 3.1:	Einflüsse verschiedener Legierungselemente nach [CHE13].....	22
Tabelle 3.2:	Übersicht über Legierungskonzepte der FeMn-Stähle	23
Tabelle 4.1:	Chemische Zusammensetzung der Versuchsstähle in Gewichtsprozent ..	40
Tabelle 4.2:	Mechanisch-technologische Eigenschaften der Versuchsstähle bei Raumtemperatur.....	40
Tabelle 5.1:	Technische Daten der Widerstandspunktschweißmaschine Dalex PMS 11-3	42
Tabelle 7.1:	Temperaturleitfähigkeit α , spezifische Wärmekapazität C_p , Wärmeleitfähigkeit λ , Wärmeausdehnungskoeffizient α und spezifischer elektrischer Widerstand ρ der Versuchswerkstoffe	48
Tabelle 7.2:	Berechnete Werte des Verfestigungsexponenten n	59
Tabelle 7.3:	Schmelzintervalle der Versuchsstähle	66
Tabelle 7.4:	Konstante Schweißparameter für das Punktschweißen der Mischverbindungen.....	75
Tabelle 7.5:	Variable Schweißparameter für das Punktschweißen der Mischverbindungen.....	75
Tabelle 7.6:	$t_{8,5}$ -Zeiten der einzelnen Werkstoffkombinationen beim Widerstandspunktschweißen	78
Tabelle 8.1:	Standardpotentiale ausgewählter Elemente, nach [LID05].....	125
Tabelle A.1:	Technische Daten Zwick Universalzugprüfmaschine Z100 SN3	xxx
Tabelle A.2:	Technische Daten Resonanzprüfmaschine Rumul Testronic 150 kN.....	xxxi
Tabelle A.3:	Technische Daten Ferritgehaltmessgerät Fischerscope mms	xxxii
Tabelle A.4:	Technische Daten Laser-Flash-Analyse-Gerät Netzsch LFA 427 am INW der TU Clausthal	xxxiii
Tabelle A.5:	Technische Daten Differenzkalorimetrie-Gerät Netzsch DSC 404 C am INW, TU Clausthal	xxxiv

Anhang

A1 Prüfmaschinen

A1.1 Universalzugprüfmaschine

Für die Ermittlung der mechanisch-technologischen Eigenschaften (Elastizitätsmodul, Dehngrenze, Zugfestigkeit, Gleichmaßdehnung, Bruchdehnung, Brucheinschnürung) der Grundwerkstoffe, der Widerstandspunktschweißverbindungen sowie der Warmzugproben bei statischer Beanspruchung wird die Universalzugprüfmaschine Z100 SN3 des Herstellers Zwick Roell verwendet. Die Krafteinleitung in die Probe erfolgt über eine zentrale Antriebsspindel. Dadurch wird während der Prüfung ein besonders günstiger Kraftfluss mit direkter Krafteinleitung zur Probe erreicht. Es können Kräfte sowohl in Zug- als auch in Druckrichtung sowie Biegeversuche mit der passenden Einspannvorrichtung von maximal 100 kN aufgebracht werden. In Abbildung A.1 ist die Zugprüfmaschine mit eingespannter Grundwerkstoffprobe dargestellt. Die technischen Daten der Maschine zeigt Tabelle A.1.

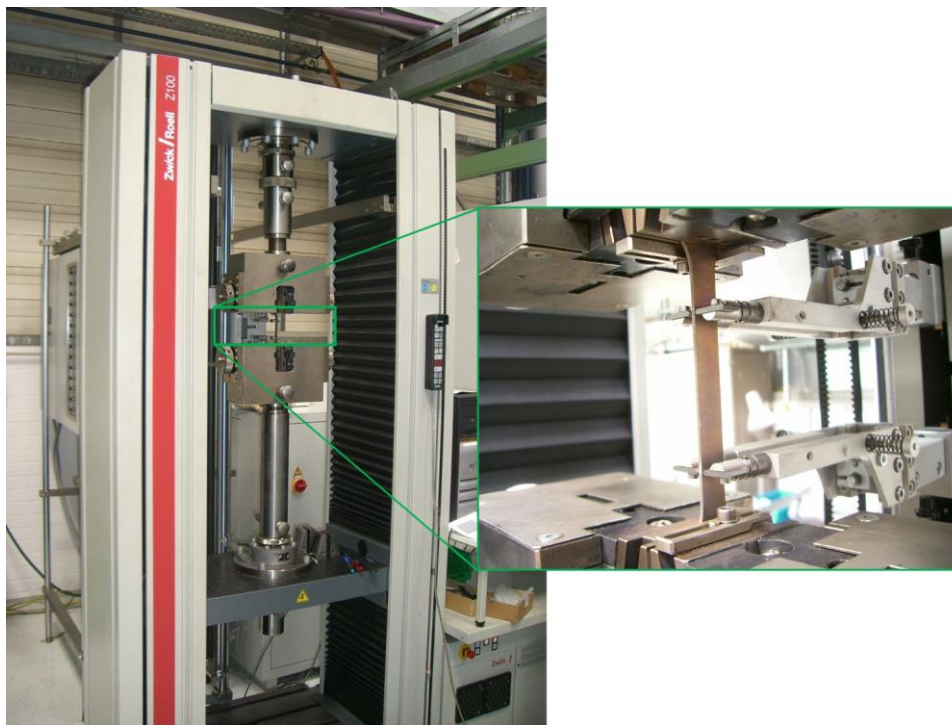


Abbildung A.1: Universalzugprüfmaschine Zwick Z100 SN3 mit eingespannter Grundwerkstoffprobe

Tabelle A.1: Technische Daten Zwick Universalzugprüfmaschine Z100 SN3

Modell	Zwick Universalzugprüfmaschine Z100 SN3	
Hersteller	Zwick GmbH & Co. KG	
Max. Prüfkraft Zug/Druck	100 kN	
Prüfkrafttoleranz	Klasse 1 0,2 % ($F_N \geq 500$ N), 0,4 % ($F_N < 200$ N) 200 N	
	Klasse 0,5 1 % 1000 N	
Traversengeschwindigkeit	0,001–200 mm	
Genauigkeit der Geschwindigkeit	1 %	
Wegauflösung des Antriebs	0,0083 μm	
Positionier-Wiederholgenauigkeit	± 2 μm	

A1.2 Resonanzprüfmaschine

Für die Bestimmung der Verbindungsfestigkeit unter zyklischer Beanspruchung wird die Resonanzprüfmaschine Testronic 150 kN der Firma Russenberger Prüfmaschinen AG verwendet. Die technischen Daten sind in Tabelle A.2 gelistet. Die Maschine kann Kräfte bis 150 kN erzeugen und maximale zyklische Wegschwingbreiten bis 5 mm durchführen. Die Arbeitsfrequenz ist abhängig von der Prüfkörpersteifigkeit und liegt zwischen 40 und 260 Hz. Abbildung A.2 zeigt die Resonanzprüfmaschine, eine eingespannte Scherzugprobe sowie das Funktionsprinzip.

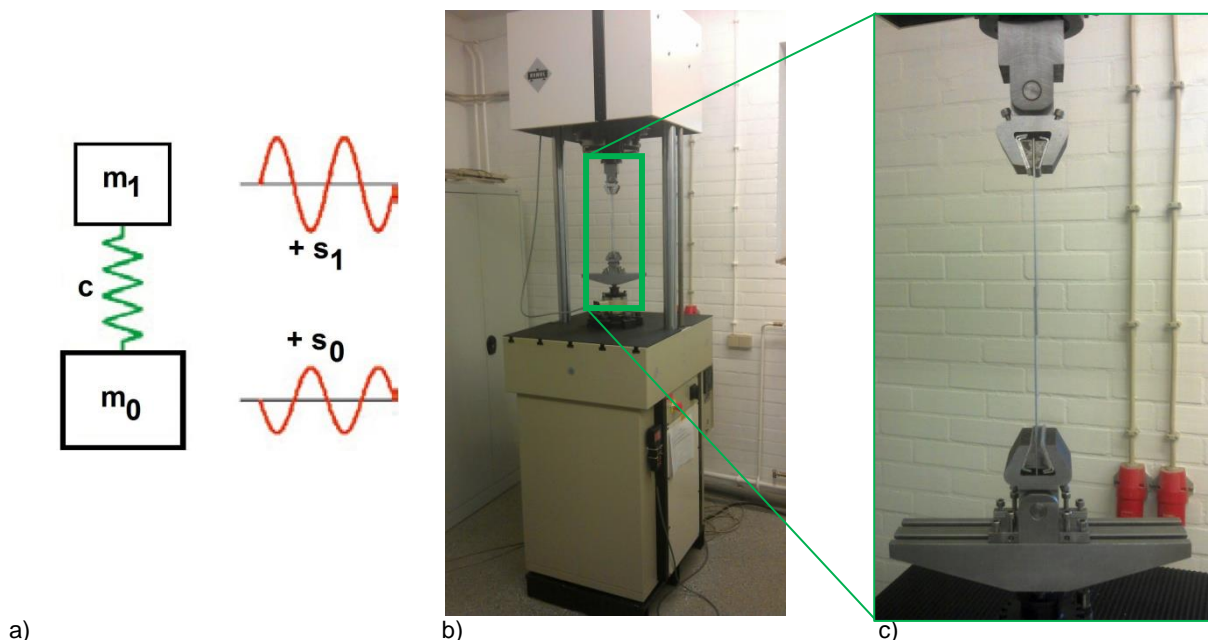


Abbildung A.2: Funktionsprinzip (a) der Resonanzprüfmaschine Rumul Testronic 150 kN (b) mit eingespannter Scherzugprobe (c)

Die statische Last wird durch eine Kugelumlaufspindel mit verspannter Doppelmutter erzeugt, die über ein Getriebe mit einem Servomotor angetrieben wird. Der dynamische Antrieb besteht aus einer Hauptmasse, die im oberen Teil der Maschine angebracht ist, einer

Gegenmasse im unteren Teil und der Probenelastizität. Diese Größen bilden zusammen ein schwingfähiges Zwei-Massen-System, welches in eine geregelte Schwingung im Bereich der Eigenfrequenz versetzt wird, siehe Gl. A.1. Hierbei geben die Terme ω die Eigenfrequenz des Systems, c die Steifigkeit des Prüfkörpers, m_0 die Masse des Aufspanntisches und m_1 die veränderbare Hauptmasse an.

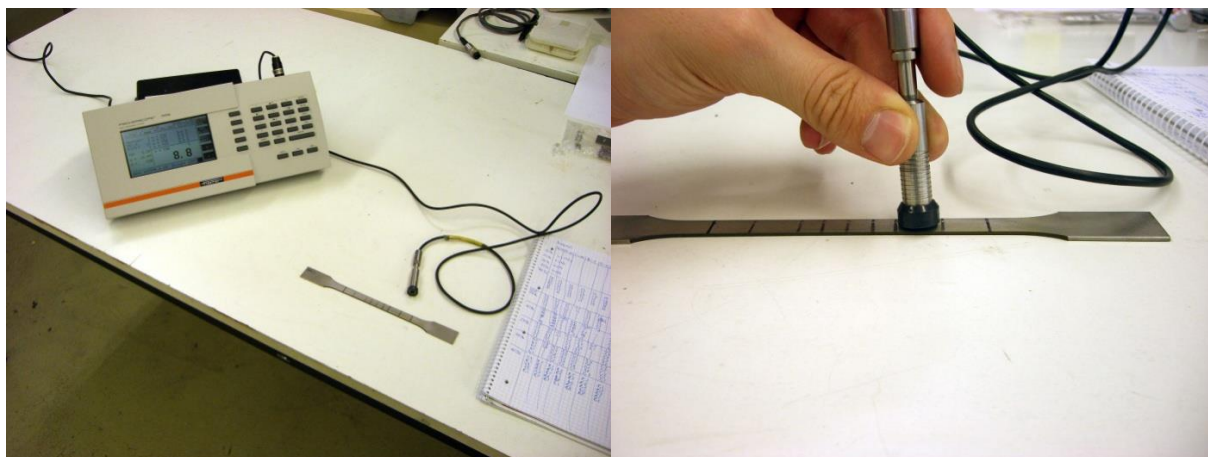
$$\omega = \sqrt{c \cdot \frac{m_0 + m_1}{m_0 \cdot m_1}} \quad (\text{A.1})$$

Tabelle A.2: Technische Daten Resonanzprüfmaschine Rumul Testronic 150 kN

Modell	Testronic 150 kN
Hersteller	Russenberger Prüfmaschinen AG
Max. Scheitelwert der Kraft (Zug / Druck)	150 kN
Max. Schwingkraft	150 (± 75) kN
Max. statischer Mittelweg der Prüfkraft	150 kN
Max. Probenverformung	5 ($\pm 2,5$) mm
Arbeitsfrequenz	40 – 260 Hz
Anzahl Stufen	8
Mess- und Regelgenauigkeit statisch	< 0,5 %
Mess- und Regelgenauigkeit zyklisch	< 0,5 %
Kraftmessdose	20 (± 10) kN
Prüfkrafttoleranz	Bis 9,99 % Nennlast der Kraftmessdose $\leq 1,0$ % ab 10,00 % Nennlast der Kraftmessdose $\leq 0,5$ %

A1.3 Magnetinduktive Messung

Zur Bestimmung des Ferritanteils in den austenitischen Versuchsstählen wird die magnetinduktive Prüfung mit einem Gerät vom Typ Fischerscope mms des Herstellers Fischer angewendet. Die Messung nach dem magnetinduktiven Verfahren nutzt die ferromagnetischen Eigenschaften von Ferrit, um dessen Gehalt in einem Werkstoff zu bestimmen. Eine Spule erzeugt ein Magnetfeld, das in Wechselwirkung mit den magnetischen Teilen des Prüfkörpers steht. Dieses Magnetfeld induziert in einer zweiten Spule eine Spannung, die proportional zum Ferritgehalt ist. Diese Spannung kann anschließend ausgewertet werden. Es werden alle magnetischen Phasen erfasst, das heißt, neben Ferrit auch Verformungsmartensit. Ein großer Vorteil ist, dass die σ -Phase, d. h. eine FeCr-Ausscheidung, richtig als nicht ferritische Phase erkannt wird. Die Kalibrierung erfolgt über entsprechende Prüfnormale. Der Nachweisbereich liegt zwischen 0,1–80 % Ferrit. Abbildung A.3 zeigt das Ferritgehaltmessgerät im Einsatz. Tabelle A.3 listet die technischen Daten des Ferritgehaltmessgerätes auf.



a) b)
Abbildung A.3: Ferritgehaltmessgerät Fischerscope mms (a), Prüfungsvorgang (b)

Tabelle A.3: Technische Daten Ferritgehaltmessgerät Fischerscope mms

Modell	Fischerscope mms
Hersteller	Helmut Fischer GmbH
Nachweisbereich	0,1 – 80 % Fe

A1.4 Laser-Flash-Analyse

Die Temperaturleitfähigkeit der eingesetzten Grundwerkstoffe wird mit dem Gerät LFA 427 der Firma Netzsch-Gerätebau GmbH am Institut für Nichtmetallische Werkstoffe (INW) der TU Clausthal bestimmt, s. Abbildung A.4. Tabelle A.4 zeigt die technischen Daten des Laser-Flash-Analyse-Geräts.

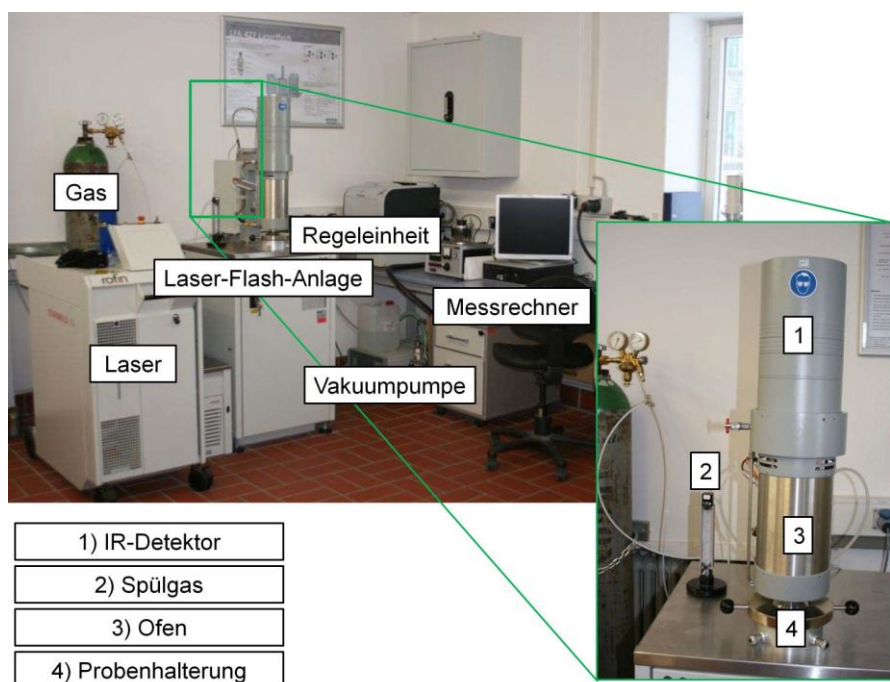


Abbildung A.4: Laser-Flash-Analyse-Gerät Netzsch LFA 427 am INW der TU Clausthal

Das Messprinzip geht zurück auf Untersuchungen von Parker et al. Im Jahr 1961. Während einer Messung wird die Vorderseite einer planparallelen Probe durch einen kurzen Laser- oder Lichtimpuls erwärmt. Der daraus resultierende Temperaturanstieg auf der Probenrückseite wird mittels eines IR-Detektors gemessen. Aus der Halbzeit ($t_{1/2}$, Zeitwert auf halber Signalhöhe) und der Probendicke d lässt sich über die Gleichung A.2 die Temperaturleitfähigkeit a berechnen, vgl. Abbildung A.5. [PAR61]

$$a = 0,1388 \frac{d^2}{t_{1/2}} \quad (\text{A.2})$$

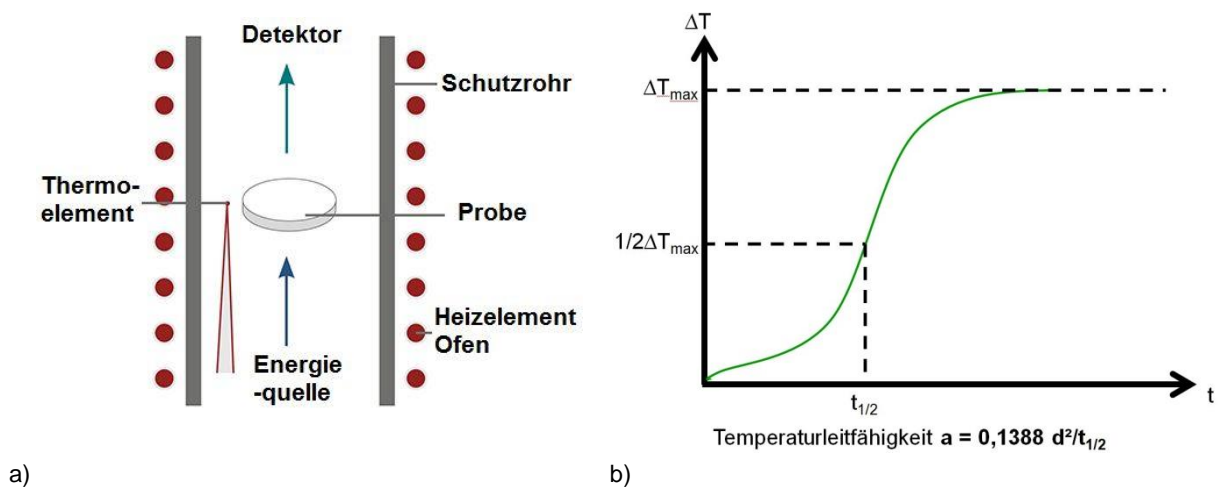


Abbildung A.5: Laser-Flash-Analyse nach [PAR61]: Messprinzip (a) und typischer Signalverlauf (b) mit Temperatur- bzw. Signalhöhendifferenz ΔT , Zeitwert t , Temperaturleitfähigkeit a

Tabelle A.4: Technische Daten Laser-Flash-Analyse-Gerät Netzsch LFA 427 am INW der TU Clausthal

Modell	LFA 427
Hersteller	Netzsch-Gerätebau GmbH
Temperaturbereich	-120 °C bis 2800 °C
Leitfähigkeitsbereich	0,01 mm²/s bis 1000 mm²/s
Probenabmessungen	Dicke: 0,1 mm bis 6 mm Durchmesser: 6,0 mm bis 12,7 mm
Probenhalterung	Al ₂ O ₃ (max. 1700 °C) oder Graphit (max. 2800 °C)
Atmosphären	statisch/dynamisch, oxidierend, inert, reduzierend, Vakuum
Vakuumdicht	10 ⁻⁵ mbar
Laser	Nd:YAG, max. 25 J/Puls
IR-Detektoren	InSb, MCT

A1.5 Differenzthermoanalyse

Zur Ermittlung der spezifischen Wärmekapazität C_p der Werkstoffe wird das Differenzthermoanalyse-Gerät DSC 404 C der Firma Netzsch-Gerätebau GmbH am Institut für Nichtmetallische Werkstoffe (INW) der TU Clausthal eingesetzt, s. Abbildung A.6.

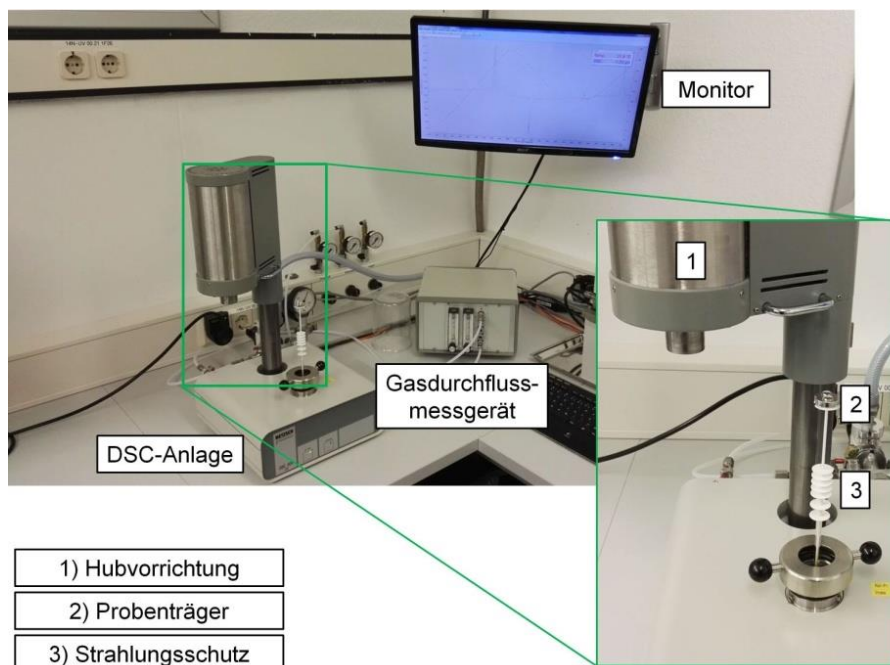


Abbildung A.6: Differenzthermoanalyse-Gerät Netzsch DSC 404 C am INW der TU Clausthal

Die zu messende Probe und eine Referenzprobe werden einem kontrollierten Temperaturprogramm ausgesetzt. Dabei werden die Probentemperatur und die Temperaturdifferenz zur Referenzprobe gemessen. Aus den aufgenommenen Daten wird die Wärmestromdifferenz zwischen Probe und Referenz bestimmt. Die Versuche werden unter Ar-Atmosphäre mit einem Pt/Rh-Tiegel mit einem Al_2O_3 -Liner mit Pt/Rh-Deckel durchgeführt. Tabelle A.5 zeigt die technischen Daten des dynamischen Differenzkalorimetrie-Messgerätes.

Tabelle A.5: Technische Daten Differenzkalorimetrie-Gerät Netzsch DSC 404 C am INW, TU Clausthal

Modell	DSC 404 C
Hersteller	Netzsch-Gerätebau GmbH
Temperaturbereich	25 °C bis 1500 °C
Heizrate	0,1 K/min bis 50 K/min
Kühlrate	35 K/min (freie Kühlung)
Probenabmessungen	Pulver oder Tabletten Dicke: 1 mm Durchmesser: 5 mm
Probengewicht	10 mg bis 50 mg

A2 Widerstandspunktschweißversuche

Für jede Stromstärke werden drei Proben untersucht.

A2.1 FeMn2+Z / HX340LAD+Z

Die Ergebnisse der Widerstandspunktschweißversuche mit der Parameterkombination Elektrodenkappe F16x20 Ø 5,5 mm und Elektrodenkraft 4,5 kN zeigt Abbildung A.7.

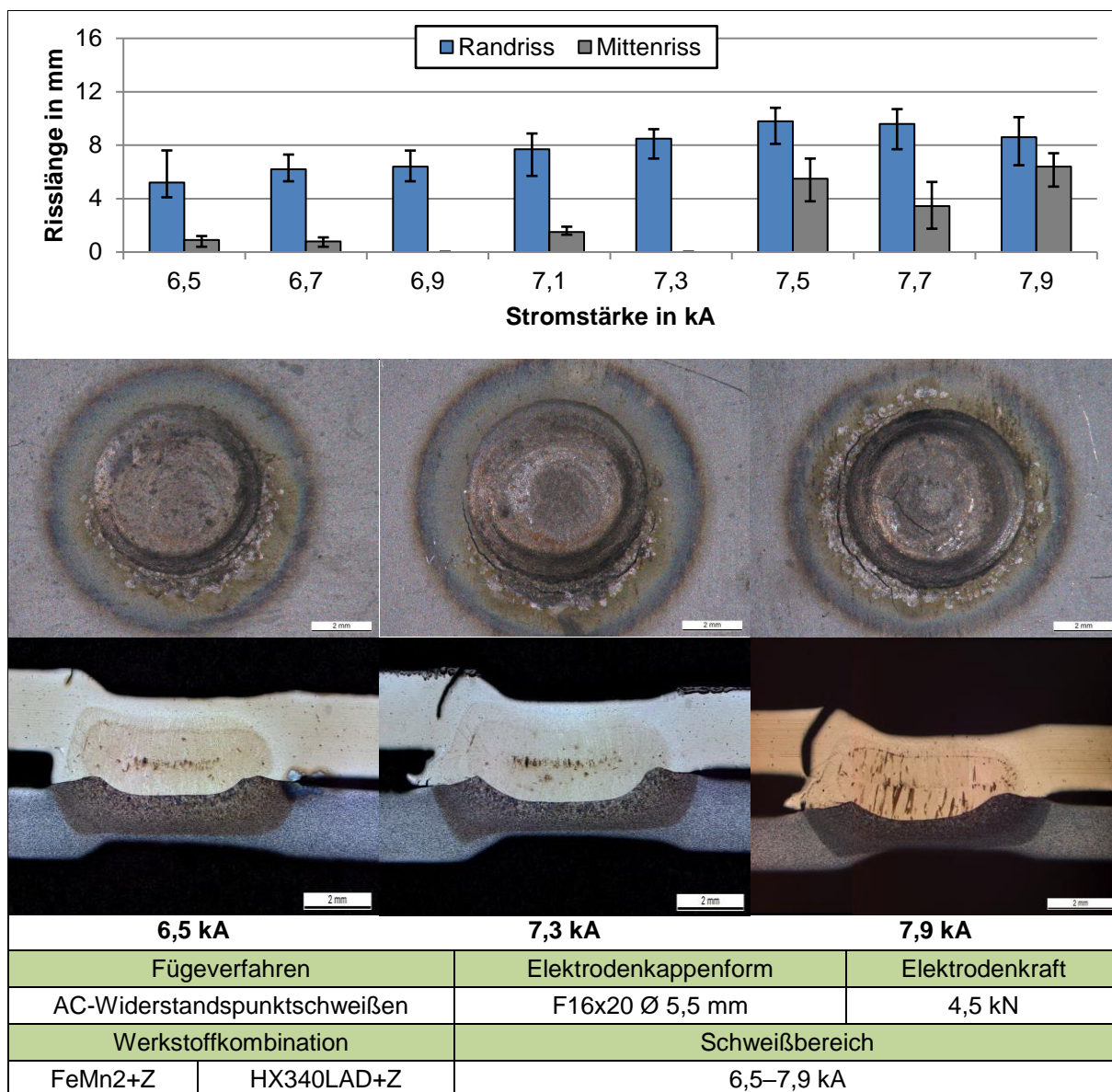


Abbildung A.7: FeMn2+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 5,5 mm und Elektrodenkraft 4,5 kN

Der Schweißbereich beim kleinen Elektrodenkappendurchmesser von 5,5 mm und der niedrigen Elektrodenkraft von 4,5 kN liegt zwischen 6,5 und 7,9 kA. Es werden 8 Stromstärken in 0,2 kA-Abständen untersucht. Bei allen Proben treten Randrisse und somit LME auf. Die am Schweißstrombereichsminimum mit 6,5 kA geschweißten Proben weisen eine Randrisslänge

von 5,2 mm auf. Bei Erhöhung des Stroms nimmt die mittlere Randrisslänge kontinuierlich bis zur Stromstärke 7,5 kA auf 9,8 mm zu, geht danach bei 7,9 kA auf 8,6 mm zurück. Bei 6 von 8 Stromstärken sind Mittenrisse vorhanden. Die gemittelte Mittenrisslänge schwankt zwischen 0,8 mm bei 6,7 kA und 6,8 mm bei 7,9 kA. Tendenziell sind Mittenrisse bei höheren Stromstärken länger.

Eine Übersicht der Punktschweißungen mit der Kombination Kappe F16x20 Ø 8,0 mm und Kraft 4,5 kN ist in Abbildung A.8 dargestellt.

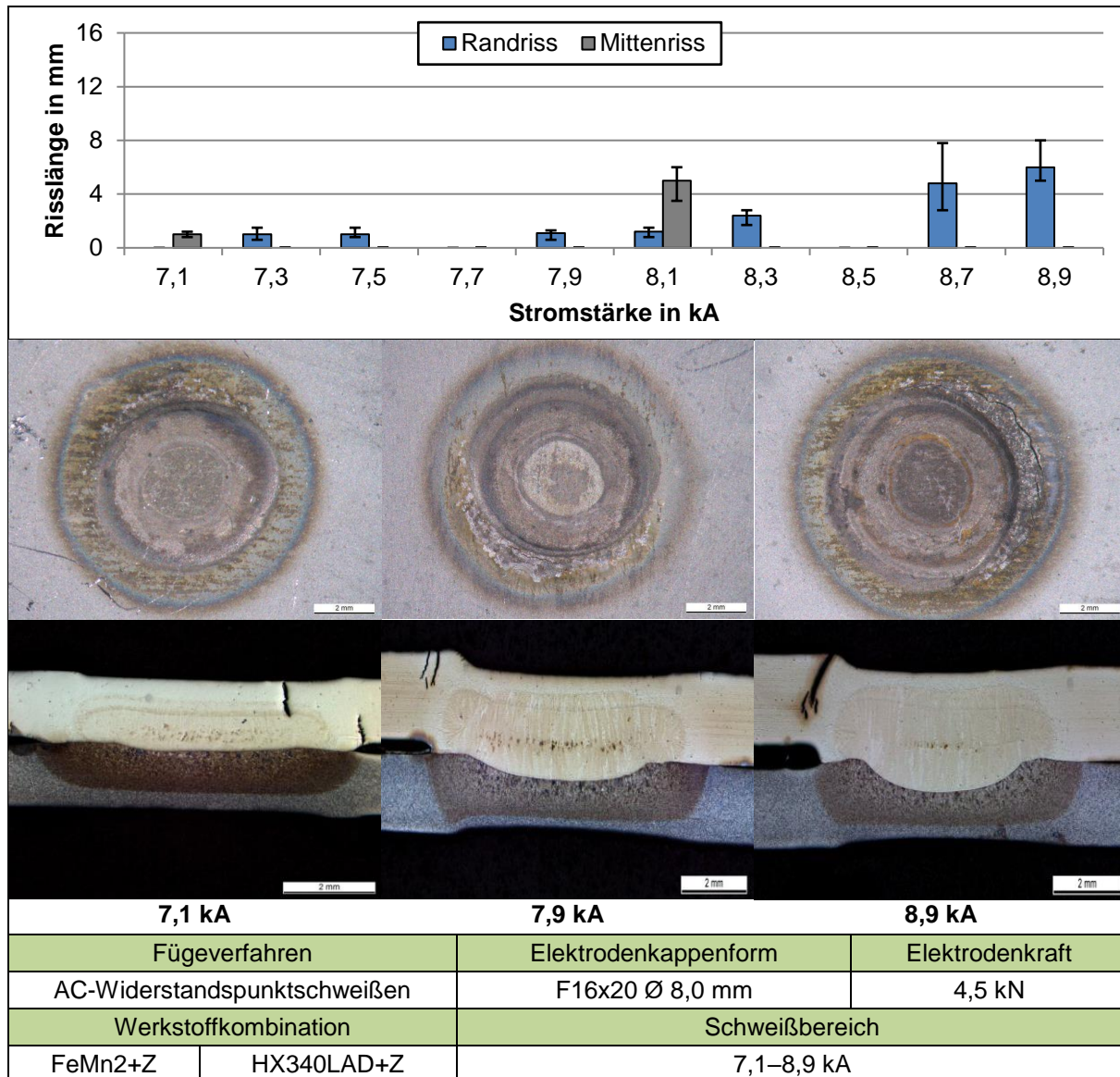


Abbildung A.8: FeMn2+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm und Elektrodenkraft 4,5 kN

Der Schweißbereich liegt bei 7,1–8,9 kA. Es werden 10 Stromstärken in 0,2 kA Abständen untersucht. Bei dieser Versuchsreihe konnten in 2 der 10 Stufen rissfreie Verbindungen ermittelt werden. Die am unteren Ende des Schweißstrombereichs mit 7,1 kA geschweißten Proben weisen keine Randrisse und eine Mittenrisslänge von 1 mm auf. Mit steigender

Stromstärke treten ungleichmäßig kleinere Randrisse mit einer Länge von ca. 1 mm auf, teilweise jedoch auch keine Risse. Am oberen Ende des Bereichs (8,7 und 8,9 kA) gibt es wieder Randrisse mit einem gemittelten Wert von bis zu 6 mm. Mittenrisse treten bei 2 Stromstärken auf.

Eine Übersicht der Schweißungen mit der Kombination Kappe F16x20 Ø 5,5 mm und Kraft 5,6 kN ist in Abbildung A.9 dargestellt.

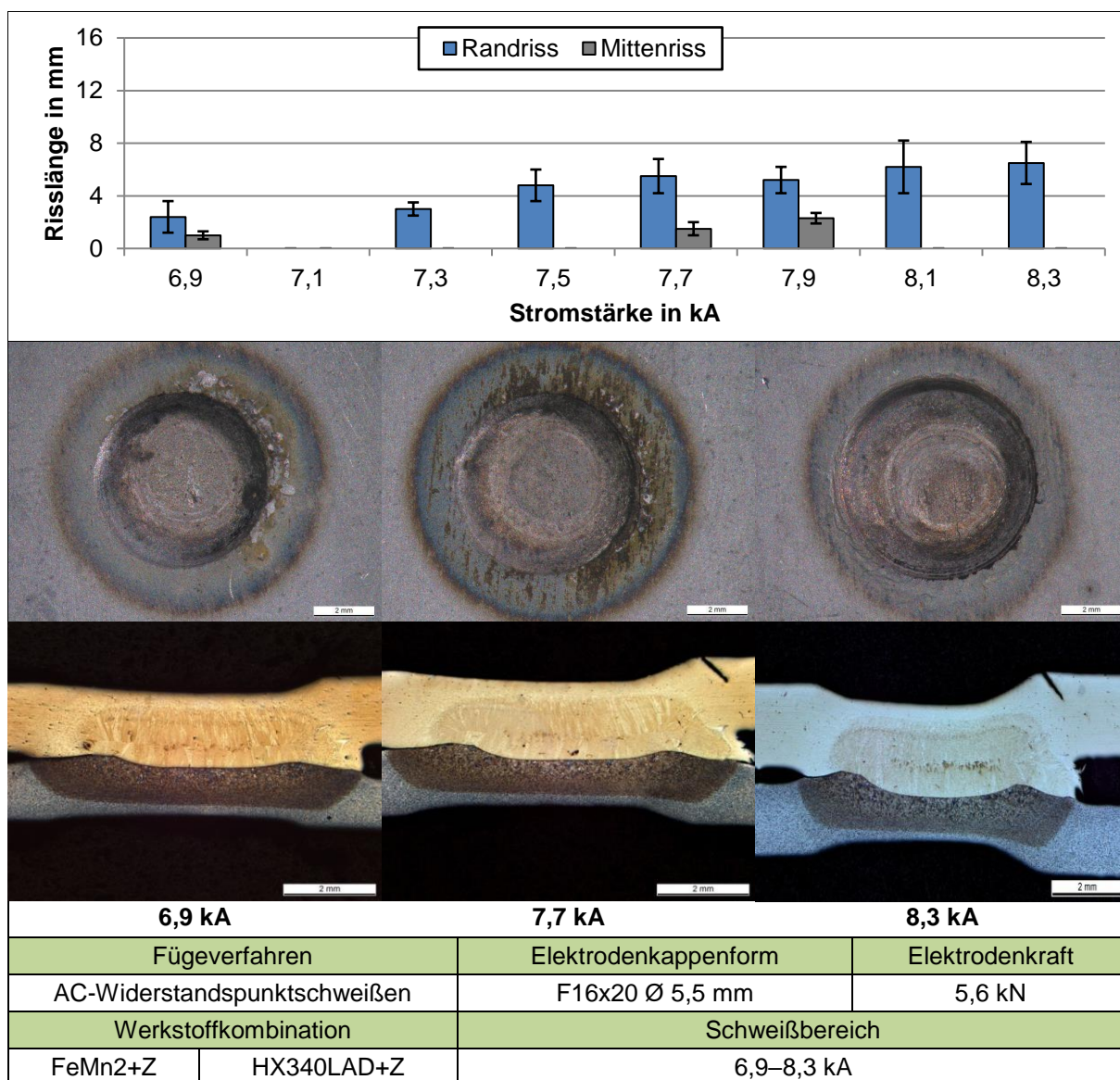


Abbildung A.9: FeMn2+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 5,5 mm und Elektrodenkraft 5,6 kN

Der Schweißbereich liegt zwischen 6,9 und 8,3 kA. Es werden somit 8 Stromstärken in 0,2 kA-Abständen untersucht. Bei 7 von 8 Stufen treten LME-Risse auf. Die mit dem minimalen Strom von 6,9 kA geschweißten Proben weisen eine mittlere Randrisslänge von 2,4 mm auf. Mit Erhöhung der Stromstärke nimmt die Randrisslänge bis auf eine Stufe ohne Rissbildung kontinuierlich zu und erreicht beim oberen Ende des Bereichs (8,3 kA) einen Durch-

schnittswert von 6,5 mm. Mittenrisse treten nur bei den Stromstärken 6,9, 7,7 und 7,9 kA auf; hier liegt die gemittelte Risslänge zwischen 1,0 mm und 2,3 mm.

A2.2 1.4301+Z / HX340LAD+Z

Die Ergebnisse der Widerstandspunktschweißversuche mit der Parameterkombination Elektrodenkappe F16x20 Ø 5,5 mm und Elektrodenkraft 4,5 kN zeigt Abbildung A.10.

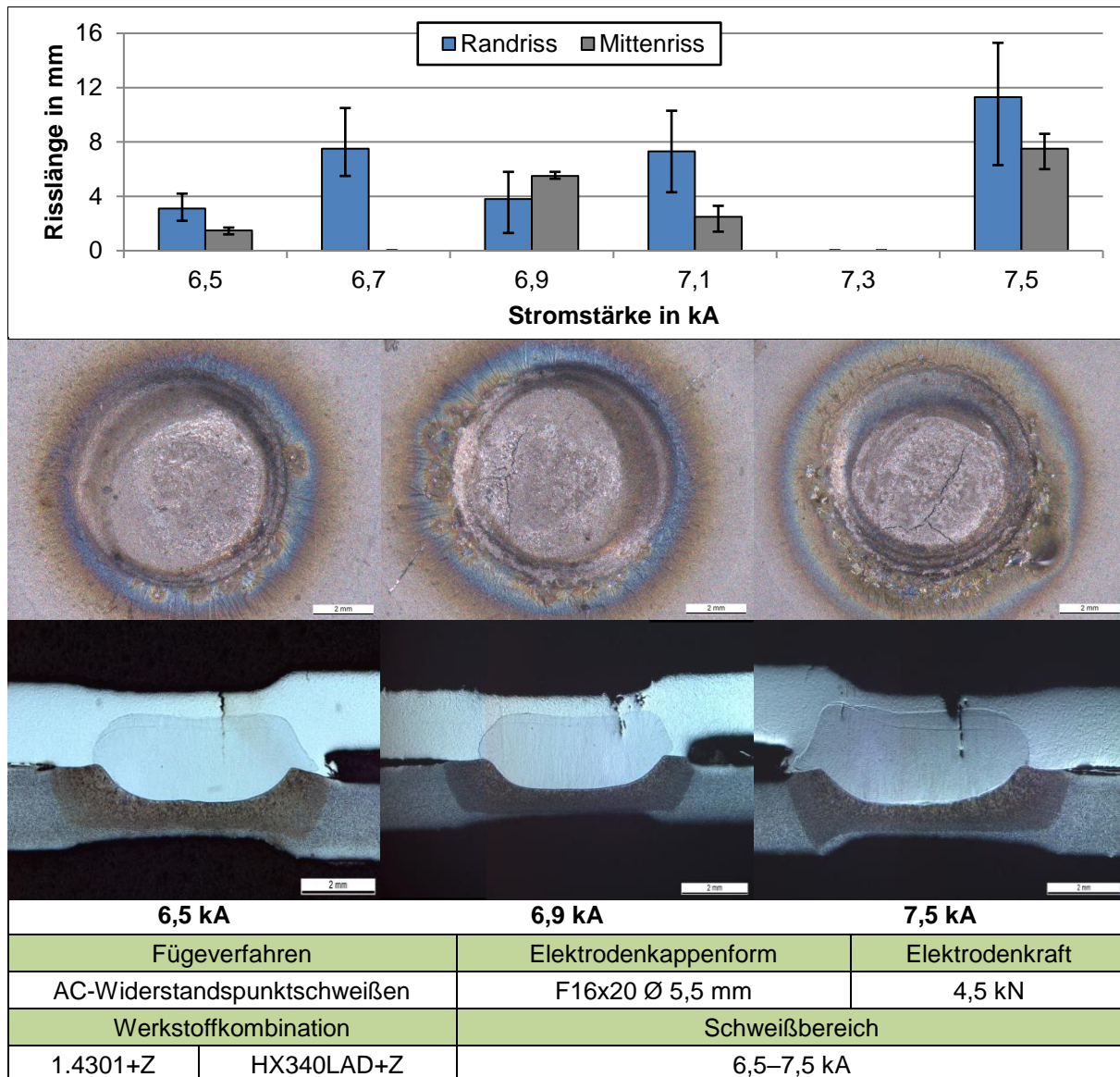


Abbildung A.10: 1.4301+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 5,5 mm und Elektrodenkraft 4,5 kN

Der Schweißbereich liegt zwischen 6,5 und 7,5 kA. Es werden 6 Stromstärken in 0,2 kA-Abständen untersucht. Die am Schweißstrombereichsminimum geschweißten Proben zeigen eine mittlere Randrisslänge von 3,1 mm auf. Bei Erhöhung des Stroms um 0,2 kA nimmt die gemittelte Randrisslänge bei 6,7 kA zunächst auf 7,5 mm zu, fällt bei 6,9 kA auf 3,8 mm und steigt daraufhin bis zum oberen Limit von 7,5 kA im Schnitt auf 11,3 mm an. Bei 4 von 6

Stromstärken sind Mittenrisse vorhanden. Die gemittelte Mittenrisslänge schwankt zwischen 1,5 mm bei 6,5 kA und 7,5 mm bei 7,5 kA. Ein Zusammenhang von Mittenrisslänge und Stromstärke lässt sich nicht erkennen. Bis auf eine Ausnahme (7,3 kA) treten bei allen Proben LME-Risse auf.

Eine Übersicht der Schweißungen mit der Kombination Kappe F16x20 Ø 8,0 mm und Kraft 4,5 kN ist in Abbildung A.11 dargestellt.

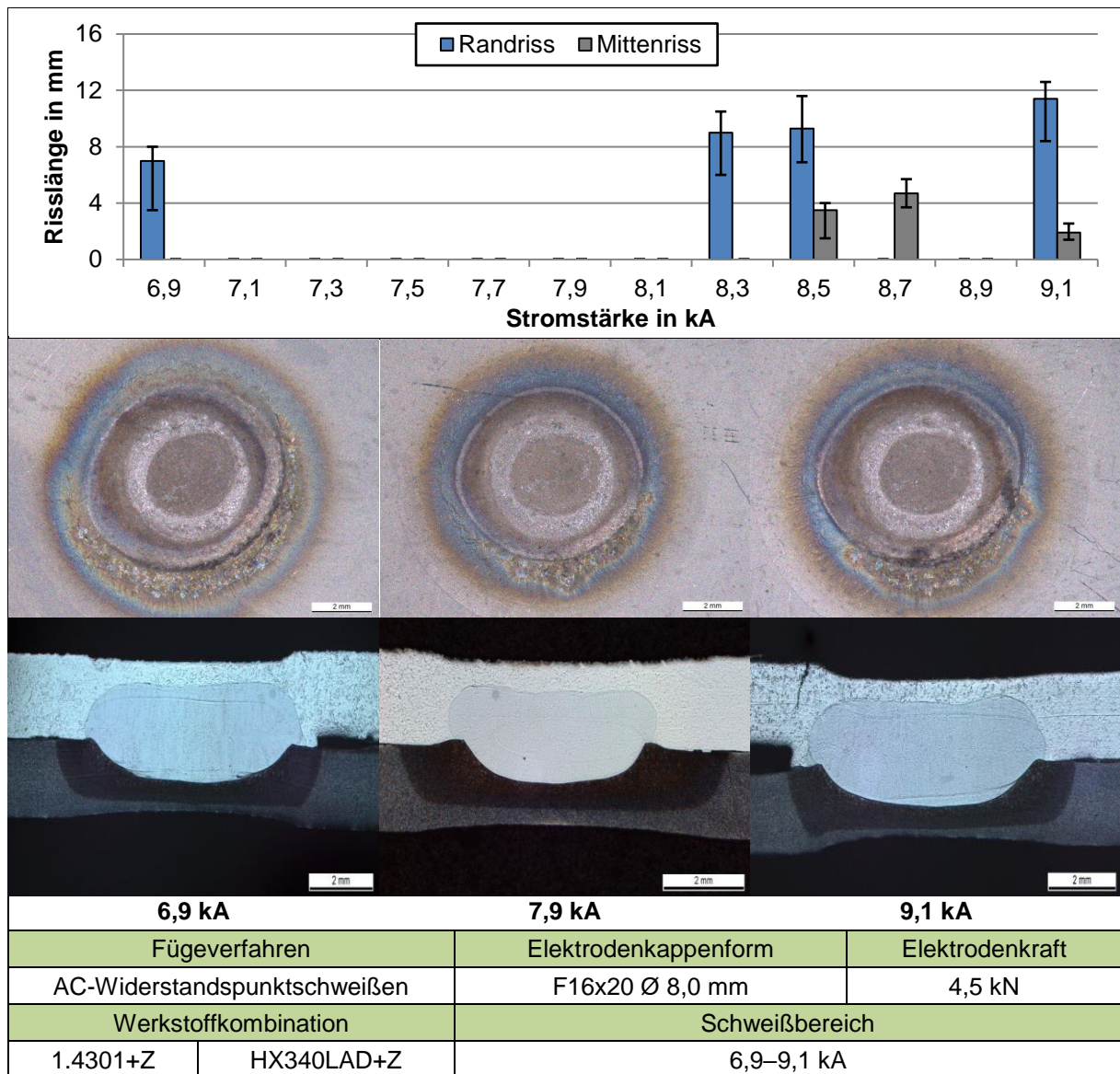


Abbildung A.11: 1.4301+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm und Elektrodenkraft 4,5 kN

Der Schweißbereich liegt zwischen 6,9 und 9,1 kA und ist in 12 Stromstärken in 0,2 kA Abständen eingeteilt. Die Proben in der unteren Hälfte des Stromstärkenbereichs zeigen bis auf die erste Stufe (7 mm Randriss bei 6,9 kA) keine Risse. Ab 8,3 kA treten Randrisse oder Mittenrisse auf, die bei 9,1 kA bei 11,4 mm liegen. Bei dieser Versuchsreihe konnten in 7 der 12 Stufen rissfreie Verbindungen ermittelt werden.

Eine Übersicht der Punktschweißungen mit der Kombination Kappe F16x20 Ø 5,5 mm und Kraft 5,6 kN ist in Abbildung A.12 dargestellt.

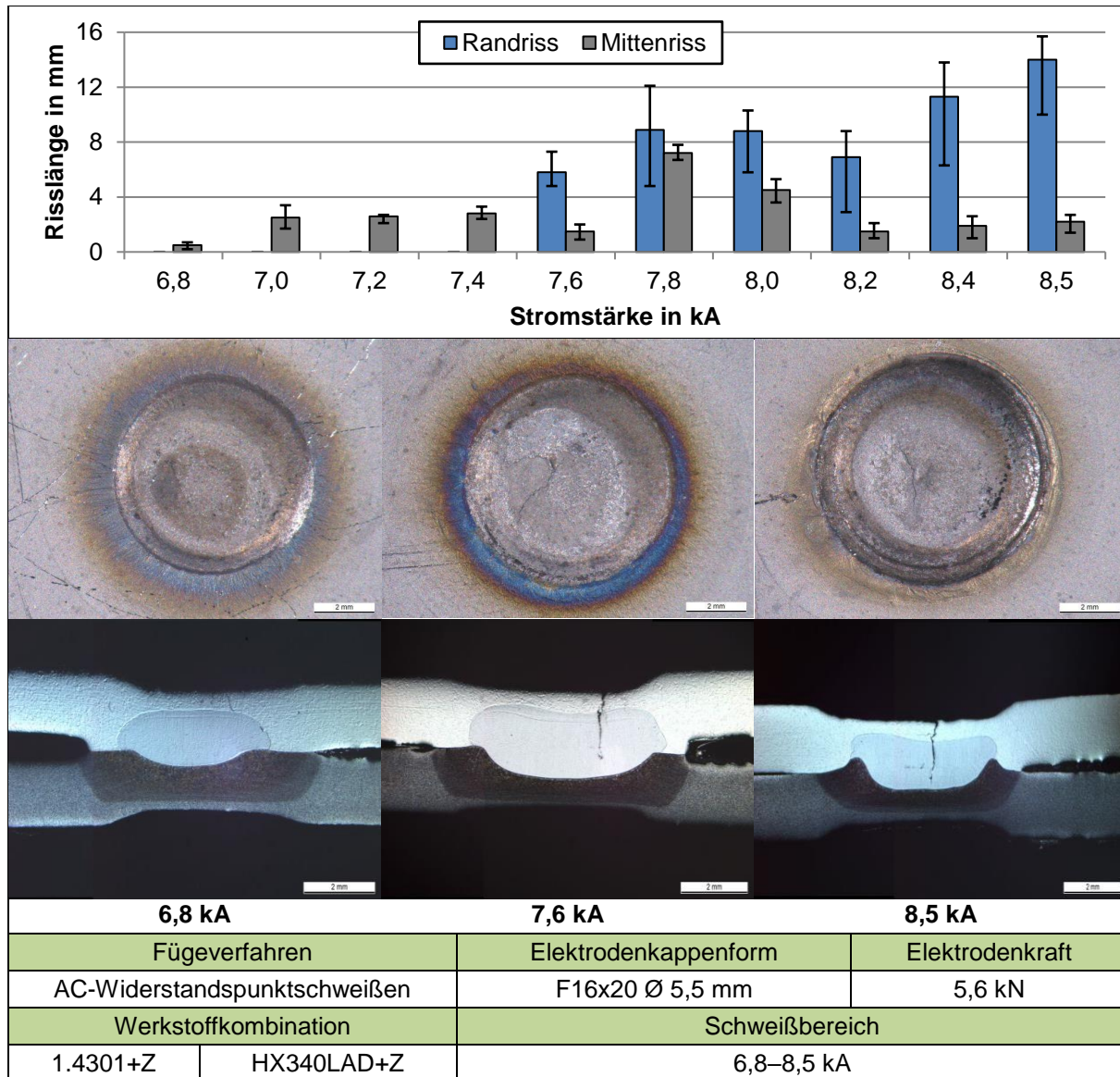


Abbildung A.12: 1.4301+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 5,5 mm und Elektrodenkraft 5,6 kN

Der Schweißbereich liegt zwischen 6,8 und 8,5 kA, hier unterteilt in 10 Stromstärken. Die am unteren Ende des Schweißstrombereichs mit 6,8–7,4 kA geschweißten Proben weisen keine Randrisse auf. Erst ab 7,6 kA gibt es Randrisse, deren mittlere Länge tendenziell zur max. Stromstärke von 8,5 kA auf 14 mm ansteigt. Bei sämtlichen Stromstärken sind Mittenrisse vorhanden, deren mittlere Länge zwischen 0,5 mm bei 6,8 kA und 7,2 mm bei 7,8 kA beträgt.

A2.3 1.4376+Z / HX340LAD+Z

Auch bei der Mischverbindung 1.4376+Z/HX340LAD+Z wird mit der Parameterkombination F16x20 Ø 5,5 mm/4,5 kN begonnen. Die Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe zeigt Abbildung A.13.

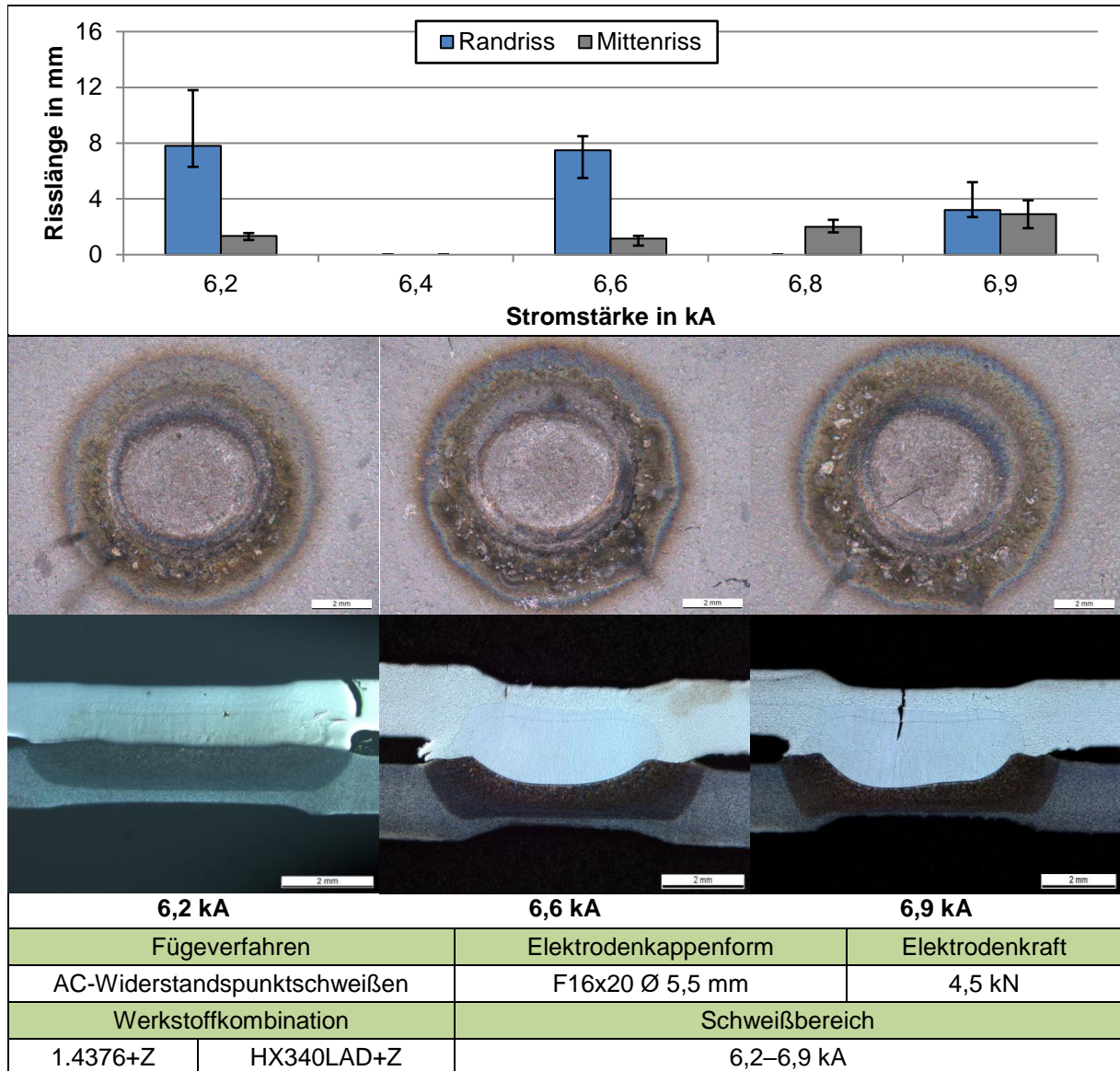


Abbildung A.13: 1.4376+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 5,5 mm und Elektrodenkraft 4,5 kN

Der Schweißbereich liegt zwischen 6,2 und 6,9 kA. Es werden 5 Stromstärken untersucht. In 5 von 6 Stufen treten LME-Risse auf. Die am Schweißstrombereichsminimum mit 6,2 kA geschweißten Proben weisen eine mittlere Randrisslänge von 7,8 mm auf. Bei Erhöhung des Stroms werden die Randrisse entweder kürzer oder es treten gar keine auf. Bei 6,9 kA beträgt die gemittelte Randrisslänge 3,2 mm. Die gemittelte Mittenrisslänge schwankt zwischen 1,1 mm bei 6,6 kA und 2,9 mm bei 6,9 kA. Tendenziell sind Mittenrisse bei höheren Strom-

stärken länger. Eine Übersicht der Punktschweißungen mit der Kombination Kappe F16x20 Ø 8,0 mm und Kraft 4,5 kN ist in Abbildung A.14 dargestellt.

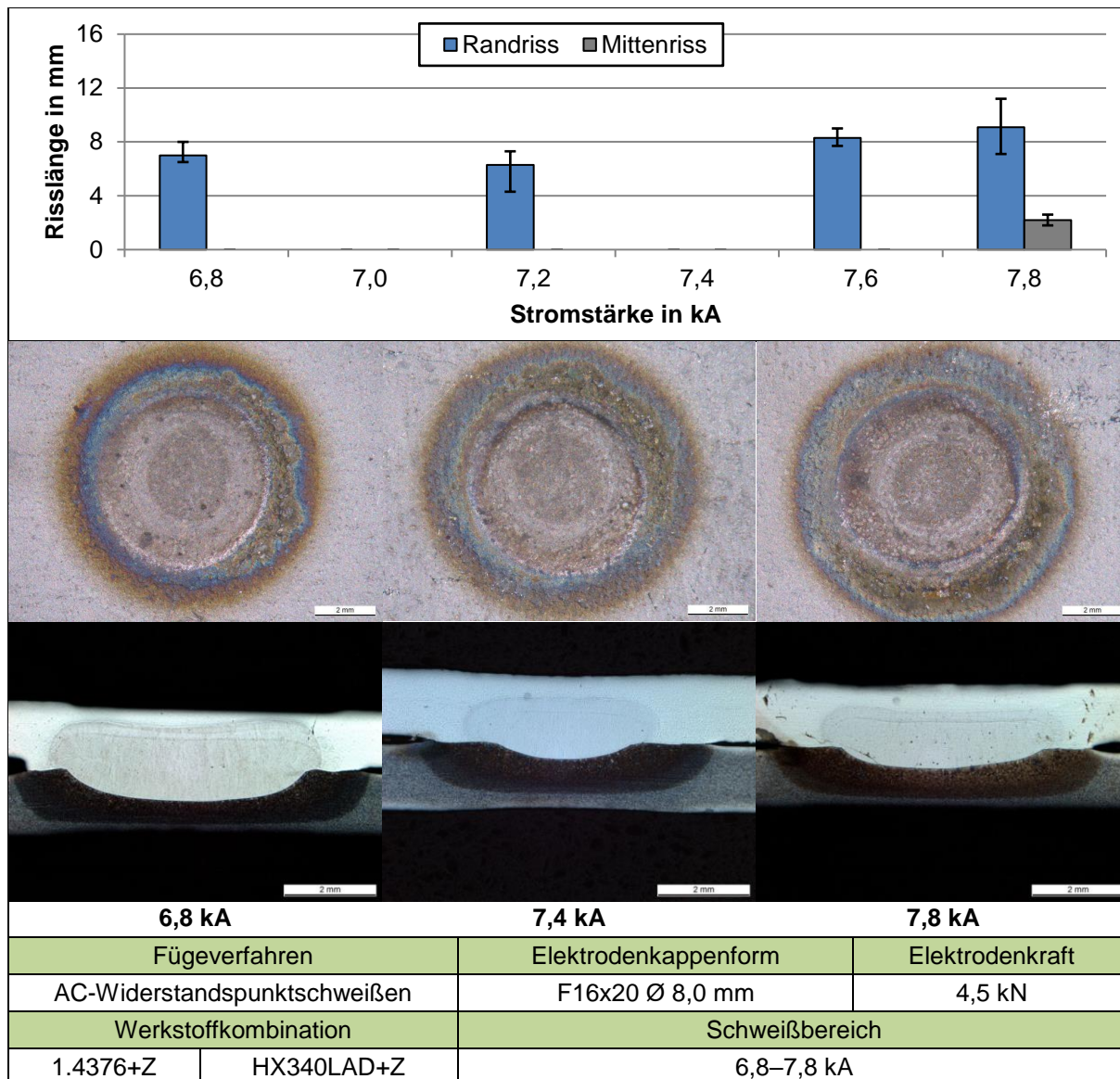


Abbildung A.14: 1.4376+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm und Elektrodenkraft 4,5 kN

Der Schweißbereich liegt zwischen 6,8 und 7,8 kA. Es werden 6 Stromstärken untersucht. Bei 2 der 6 Stromstärken werden rissfreie Verbindungen gefügt. Bei der min. Stromstärke werden im Schnitt 7,0 mm lange Randrisse gemessen. Tendenziell nehmen diese in der Länge mit steigender Stromstärke zu und betragen durchschnittlich 9,1 mm bei 7,8 kA. Mittenrisse treten nur bei dieser Stufe auf und haben eine Länge von 2,2 mm. Die Versuchsreihe mit der F16x20 Ø 5,5 mm Kappe und 5,6 kN Elektrodenkraft zeigt Abbildung A.15.

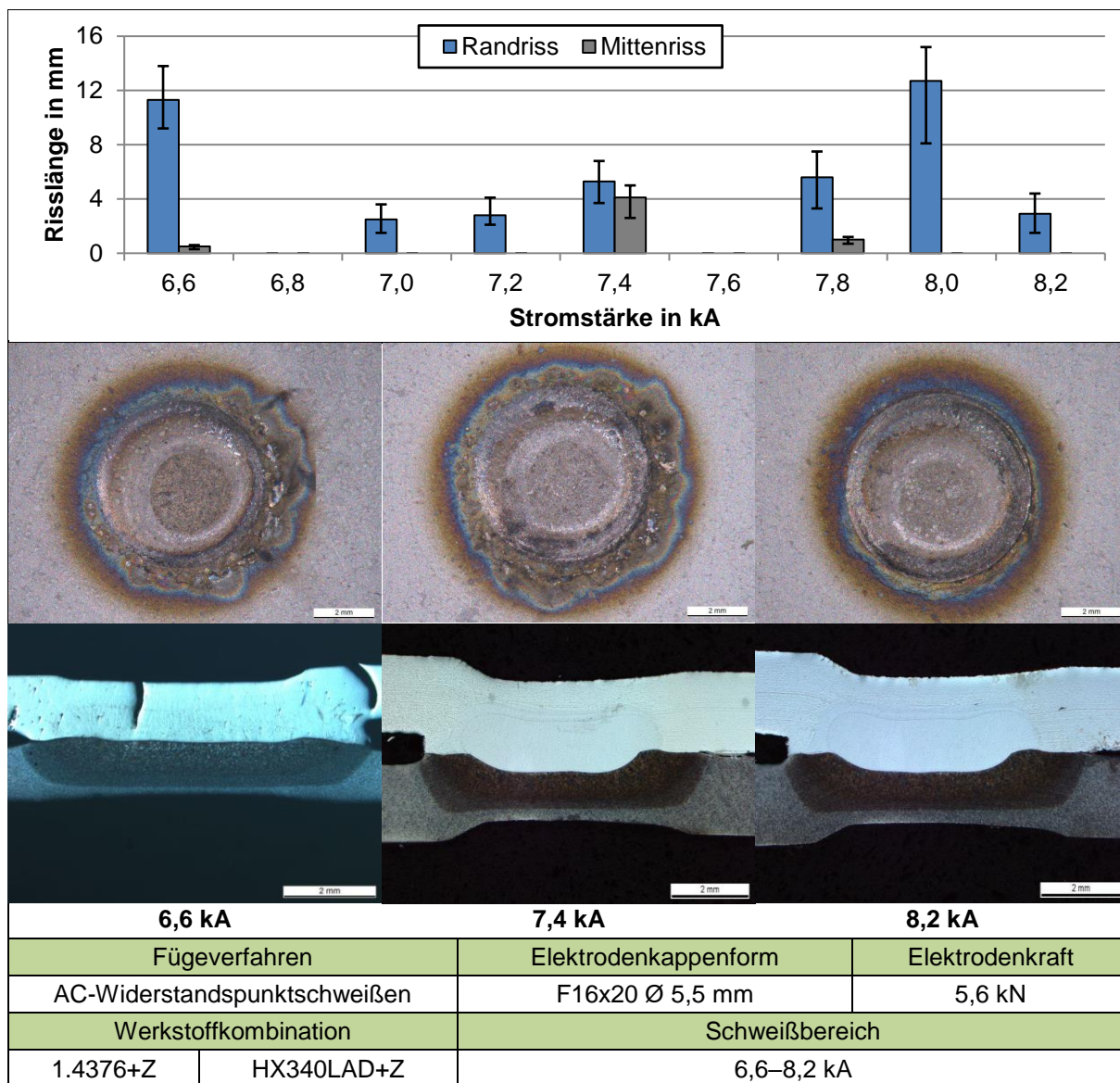


Abbildung A.15: 1.4376+Z/HX340LAD+Z: Risslängen, Makroaufnahmen und Querschliffe in Abhängigkeit von der eingesetzten Schweißstromstärke für Elektrodenkappe F16x20 Ø 5,5 mm und Elektrodenkraft 5,6 kN

Der Schweißbereich liegt zwischen 6,6 und 8,2 kA, womit 9 Stromstärken in 0,2 kA-Abständen untersucht werden. Bei 7 von 9 Stufen treten LME-Risse auf. Die mit dem minimalen Strom von 6,6 kA geschweißten Proben weisen eine mittlere Randrisslänge von 11,3 mm auf. Mit Erhöhung der Stromstärke schwanken diese zwischen 2,5 mm bei 7,0 kA und 12,7 mm bei 8,0 kA. Mittenrisse treten nur bei 3 Stufen auf und liegen im Schnitt bei maximal 4,1 mm. Die Längen folgen dabei keinem erkennbaren Zusammenhang.

A2.4 FeMn1 / HX340LAD+Z

In Abbildung A.16 sind die Aufnahmen der Parameter Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm und Elektrodenkraft 4,5 kN bei einer Stromstärke von 7,2 kA dargestellt. Hier zeigt die Draufsicht auf den FeMn1-Werkstoff keine Risse. Im Inneren können jedoch auf beiden Seiten Risse detektiert werden, die in den FeMn1-Werkstoff führen.

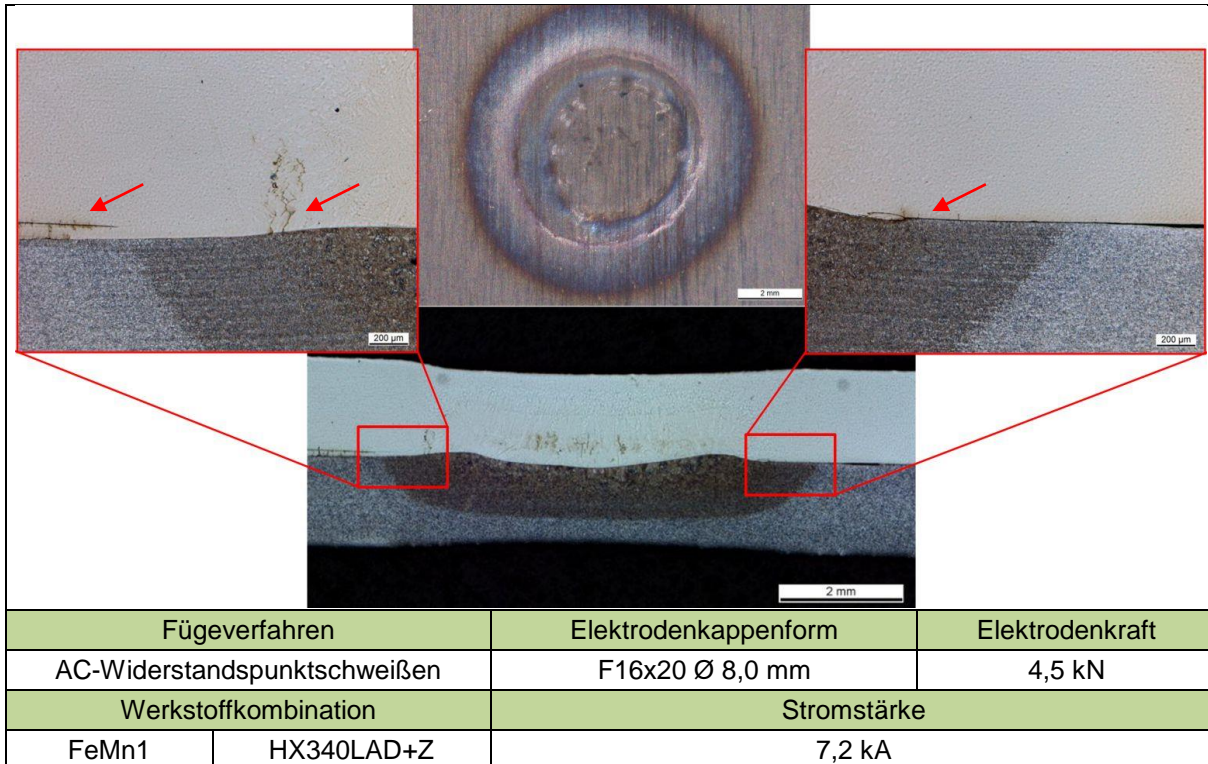


Abbildung A.16: FeMn1/HX340LAD+Z: Makroaufnahmen und Querschliffe, geschweißt mit Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm und Elektrodenkraft 4,5 kN

Die Ergebnisse mit dem Parametersatz F16x20 Ø 5,5 mm und Elektrodenkraft 5,6 kN zeigt Abbildung A.17. Oberflächlich sind ebenfalls keine LME-Risse zu beobachten. Zwischen den Blechen bilden sich jedoch auch Risse, die auf beiden Seiten des WEZ/GW-Übergangs im FeMn1-Blech vorliegen.

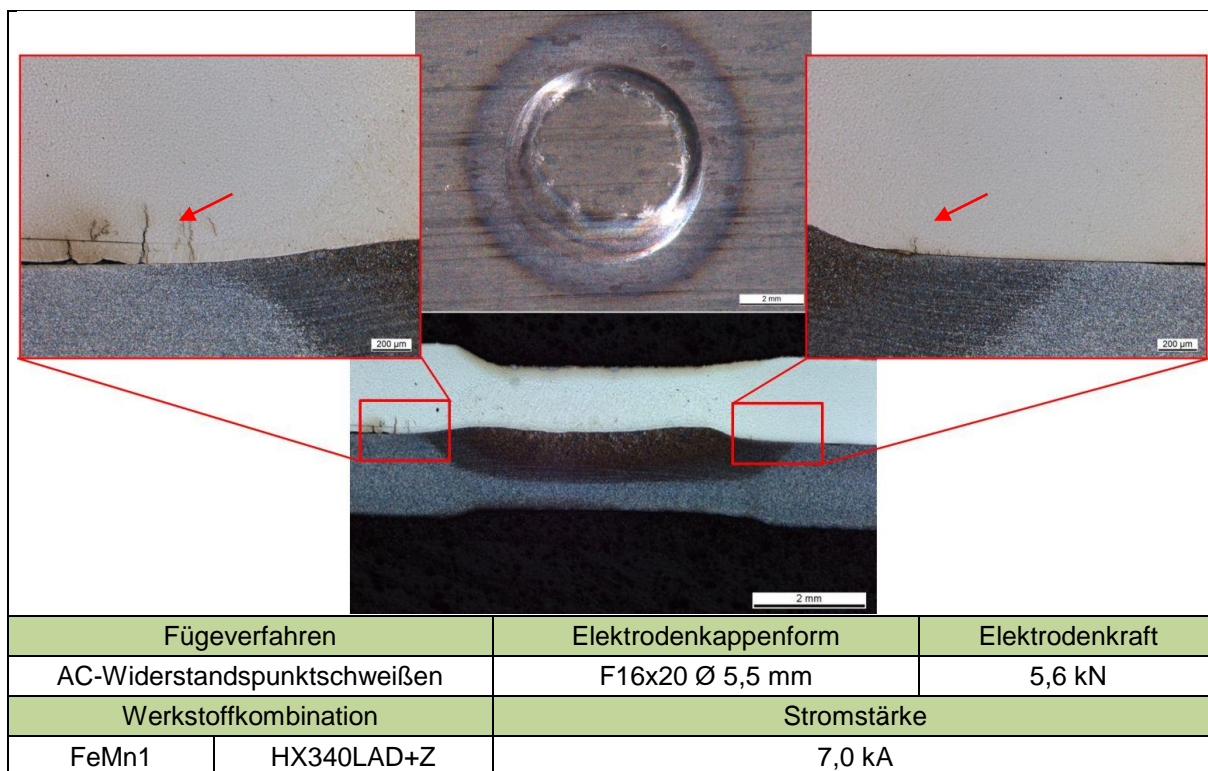


Abbildung A.17: FeMn1/HX340LAD+Z: Makroaufnahmen und Querschliffe, geschweißt mit Elektrodenkappe F16x20 Ø 5,5 mm und Elektrodenkraft 5,6 kN

Die Ergebnisse mit den Parametern Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm und Elektrodenkraft 5,6 kN sind in Abbildung A.18 dargestellt. Hier werden weder oberflächlich noch im Inneren LME-Risse festgestellt.

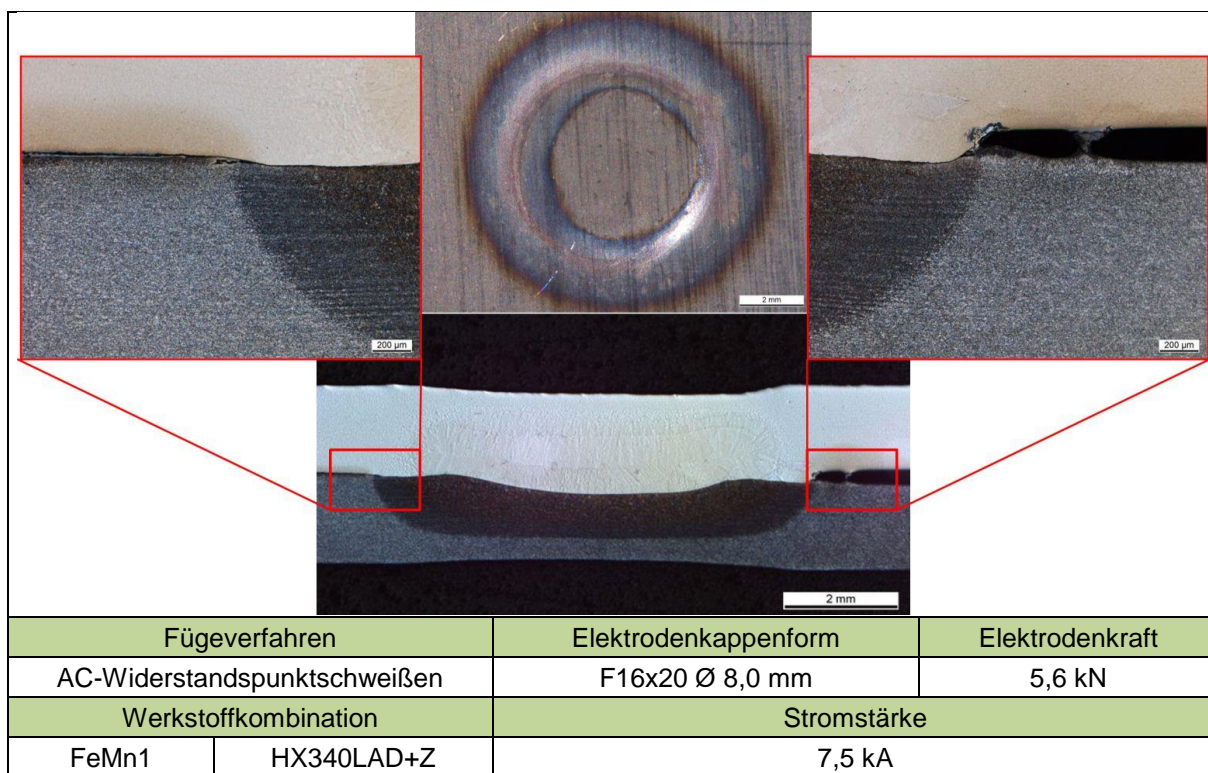


Abbildung A.18: FeMn1/HX340LAD+Z: Makroaufnahmen und Querschliffe, geschweißt mit Elektrodenkappe F16x20 Ø 8,0 mm und Elektrodenkraft 5,6 kN

A3 Ergebnisse der zyklischen Scherzugversuche

A3.1 FeMn1/HX340LAD+Z

Spannungsamplitude in MPa			Schwingspiele	
	40		2.000.000	
	45		1.375.578	
	54		642.715	
	49		936.600	
	63		393.915	
	71		210.685	
	57		492.157	
	76		132.015	
	80		107.298	
	67		236.900	
	85		25.127	
	40		1.587.400	
s_{log}(S)	s_{log}(N)	T_{log}(S)	T_{log}(N)	k
0,036	0,173	1,238	2,775	4,8

Abbildung A.19: Ergebnisse der zyklischen Scherzugversuche FeMn1/HX340LAD+Z

A3.2 FeMn1+Z/HX340LAD+Z

Spannungsamplitude in MPa			Schwingspiele	
	46		1.250.111	
	56		434.205	
	51		599.207	
	60		283.157	
	65		278.513	
	74		157.275	
	42		1.102.315	
	69		174.617	
	44		1.191.620	
	37		2.000.000	
	79		101.510	
	88		21.573	
s_{log}(S)	s_{log}(N)	T_{log}(S)	T_{log}(N)	k
0,033	0,162	1,216	2,601	4,7

Abbildung A.20: Ergebnisse der zyklischen Scherzugversuche FeMn1+Z/HX340LAD+Z

A3.3 FeMn2/HX340LAD+Z

Spannungsamplitude in MPa			Schwingspiele	
	22		2.000.000	
	35		301.017	
	31		522.316	
	38		249.400	
	27		1.073.500	
	33		341.617	
	29		589.189	
	40		212.176	
	42		141.335	
	44		78.139	
	53		89.561	
	24		1.274.701	
S_{log}(S)	S_{log}(N)	T_{log}(S)	T_{log}(N)	k
0,025	0,096	1,159	1,762	3,8

Abbildung A.21: Ergebnisse der zyklischen Scherzugversuche FeMn2/HX340LAD+Z

A3.4 1.4301/HX340LAD+Z

Spannungsamplitude in MPa			Schwingspiele	
	22		1.813.517	
	26		707.169	
	35		200.105	
	24		999.915	
	30		369.675	
	28		471.915	
	33		220.701	
	20		2.000.000	
	37		130.725	
	39		98.719	
	41		81.468	
	52		26.787	
S_{log}(S)	S_{log}(N)	T_{log}(S)	T_{log}(N)	k
0,006	0,030	1,038	1,194	4,8

Abbildung A.22: Ergebnisse der zyklischen Scherzugversuche 1.4301/HX340LAD+Z

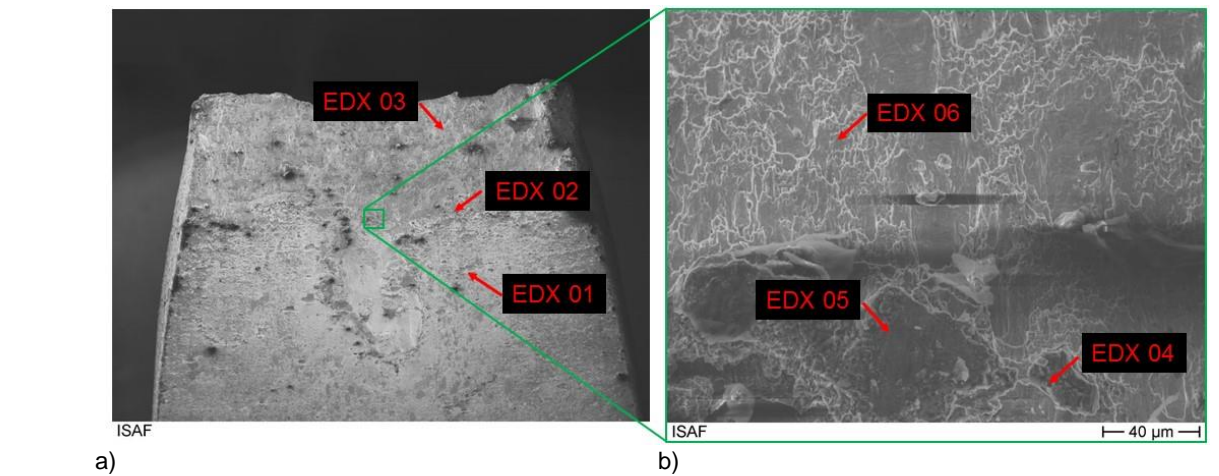
A3.5 1.4376/HX340LAD+Z

Spannungsamplitude in MPa			Schwingspiele	
	67		25.192	
	24		1.691.200	
	61		34.952	
	30		721.501	
	18		2.000.000	
	34		368.915	
	34		417.484	
	40		300.100	
	55		55.789	
	52		80.539	
	43		236.158	
	49		128.127	
$s_{\log(S)}$	$s_{\log(N)}$	$T_{\log(S)}$	$T_{\log(N)}$	k
0,020	0,082	1,124	1,617	4,1

Abbildung A.23: Ergebnisse der zyklischen Scherzugversuche 1.4376/HX340LAD+Z

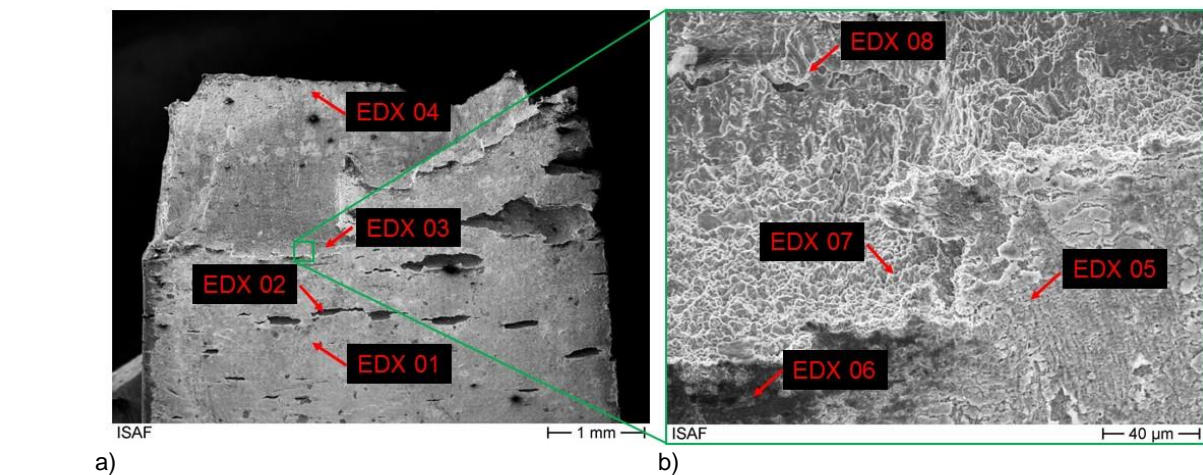
A4 Punktanalysen der Bruchflächen der Warmzugproben

A4.1 FeMn2+Z



Gw.-%	EDX 01	EDX 02	EDX 03	EDX 04	EDX 05	EDX 06
Fe	9,13	66,17	78,67	17,71	12,96	70,84
Mn	37,32	17,48	16,13	26,80	26,89	15,87
Al	0,79	5,03	4,64	2,43	3,34	3,81
Si	-	0,99	0,55	0,94	1,78	-
Zn	52,75	10,32	-	52,12	55,04	9,47

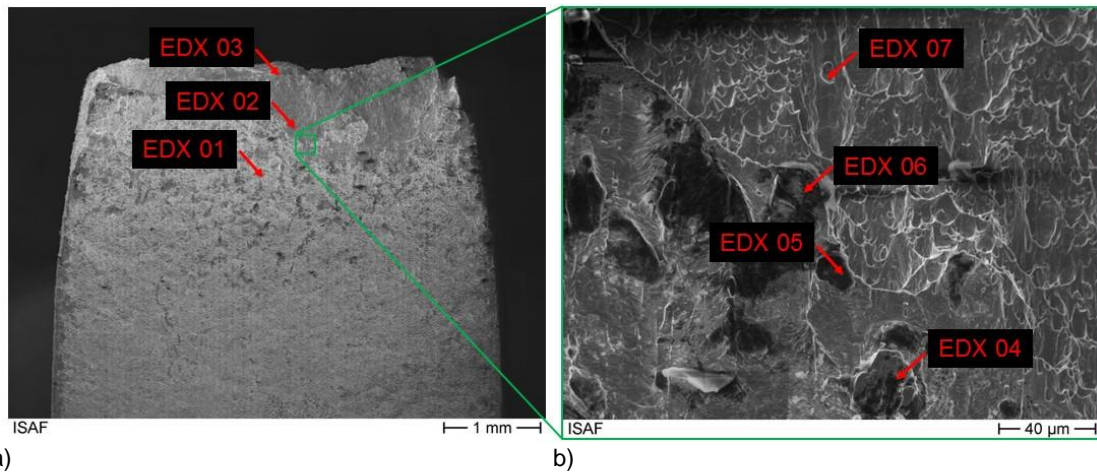
Abbildung A.24: Bruchflächenaufnahme und Punktanalyse von Warmzugprobe FeMn2+Z: 450 °C:
Vorderseite (a) und Übergang Bruchfläche (b)



Gw.-%	EDX 01	EDX 02	EDX 03	EDX04	EDX 05	EDX 06	EDX 07	EDX08
Fe	12,42	77,35	67,58	80,89	18,59	18,24	62,69	62,39
Mn	23,70	13,95	20,35	15,24	9,83	14,92	17,00	19,48
Al	2,98	-	-	3,86	4,16	4,64	2,82	5,28
Si	0,63	-	-	-	-	-	-	-
Zn	60,27	8,70	12,07	-	67,42	62,19	17,49	12,85

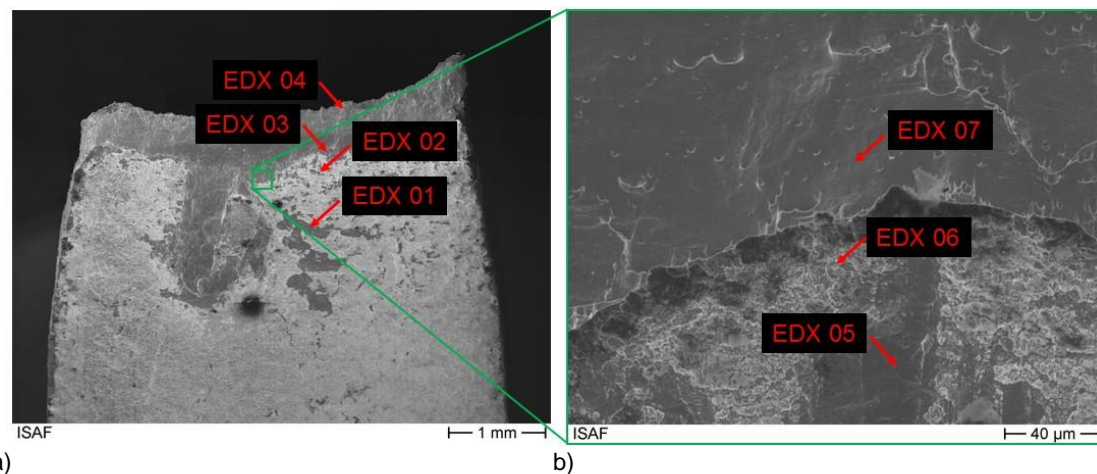
Abbildung A.25: Bruchflächenaufnahme und Punktanalyse von Warmzugprobe FeMn2+Z: 500 °C:
Vorderseite (a) und Übergang Bruchfläche (b)

A4.2 1.4301+Z



Gw.-%	EDX 01	EDX 02	EDX 03	EDX 04	EDX 05	EDX 06	EDX 07
Fe	62,0	70,21	53,64	72,22	68,53	71,67	69,84
Mn	1,62	1,84	-	-	-	1,95	1,43
Si	0,59	0,54	-	-	0,37	0,42	0,83
Cr	16,92	20,09	51,86	22,49	18,66	19,93	20,32
Ni	6,23	7,32	-	5,29	6,96	6,03	7,59
Zn	12,57	-	-	-	5,48	-	-

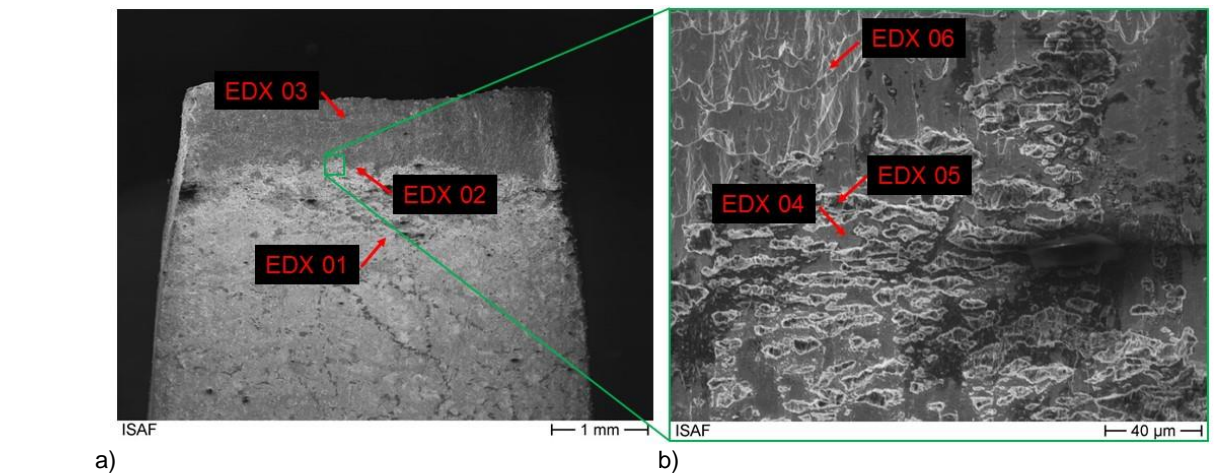
Abbildung A.26: Bruchflächenaufnahme und Punktanalyse von Warmzugprobe 1.4301+Z: 450 °C:
Vorderseite (a) und Übergang Bruchfläche (b)



Gw.-%	EDX 01	EDX 02	EDX 03	EDX 04	EDX 05	EDX 06	EDX 07
Fe	23,24	15,55	29,10	70,25	73,50	14,52	79,25
Mn	1,37	3,42	1,81	1,90	-	3,58	-
Si	0,49	-	0,85	1,17	0,73	-	-
Cr	6,14	6,21	20,73	19,49	20,62	6,83	20,75
Ni	2,66	1,54	7,51	7,19	5,15	4,93	-
Zn	66,09	73,28	-	-	-	70,15	-

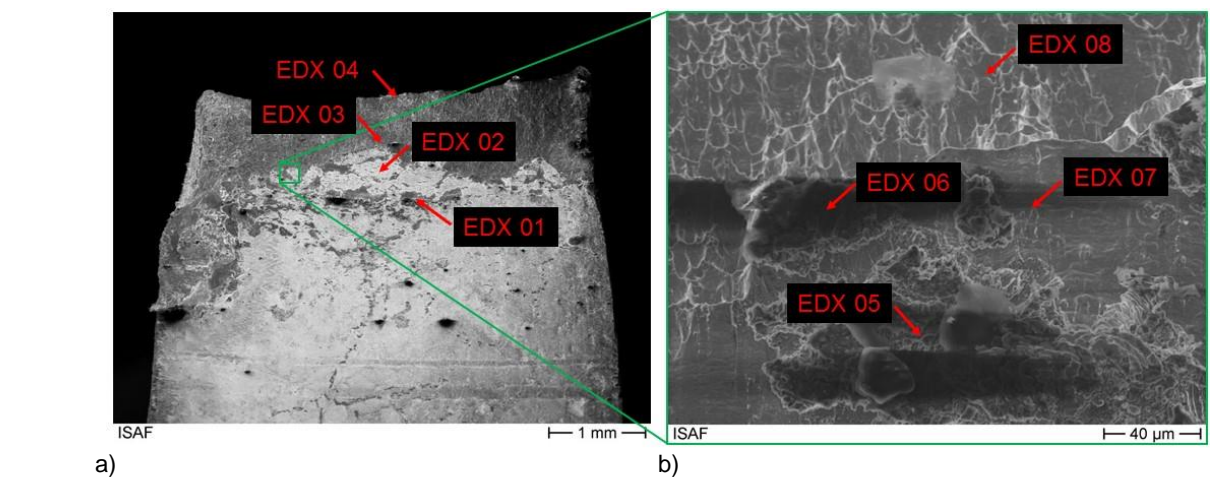
Abbildung A.27: Bruchflächenaufnahme und Punktanalyse von Warmzugprobe 1.4301+Z: 500 °C:
Vorderseite (a) und Übergang Bruchfläche (b)

A4.3 1.4376+Z



Gw.-%	EDX 01	EDX 02	EDX 03	EDX 04	EDX 05	EDX 06
Fe	10,19	68,35	69,38	57,69	9,67	68,60
Mn	13,03	7,91	8,37	6,02	13,29	7,61
Si	0,86	0,62	0,51	0,56	-	1,39
Cr	3,40	18,90	18,44	16,30	5,71	18,96
Ni	-	4,22	3,29	2,51	-	3,44
Zn	72,52	-	-	16,92	71,33	-

Abbildung A.28: Bruchflächenaufnahme und Punktanalyse von Warmzugprobe 1.4376+Z: 450 °C:
Vorderseite (a) und Übergang Bruchfläche (b)



Gw.-%	EDX 01	EDX 02	EDX 03	EDX04	EDX 05	EDX 06	EDX 07	EDX08
Fe	49,71	9,52	68,62	69,13	67,17	10,84	12,92	68,22
Mn	10,90	18,02	7,92	8,07	7,94	15,38	21,29	9,06
Si	0,59	1,01	0,65	0,82	0,53	0,64	1,23	0,42
Cr	15,05	9,23	19,31	18,91	18,54	6,54	9,03	19,89
Ni	2,42	-	3,23	3,06	3,64	-	-	2,15
Zn	20,90	62,23	-	-	2,15	66,60	54,51	-

Abbildung A.29: Bruchflächenaufnahme und Punktanalyse von Warmzugprobe 1.4376+Z: 500 °C:
Vorderseite (a) und Übergang Bruchfläche (b)

Lebenslauf

Persönliche Daten:

Name: Jan Barthelmie
Geburtsdatum: 12.06.1987
Geburtsort: Goslar
Staatsangehörigkeit: deutsch
Familienstand: verheiratet, 1 Kind

Ausbildungsweg:

Dezember 2012 Abschluss als Diplom-Ingenieur Maschinenbau, TU Clausthal,
Clausthal-Zellerfeld

2007–2012 Diplomstudium Maschinenbau/Mechatronik an der TU Clausthal,
Clausthal-Zellerfeld

2006–2007 Wehrdienst

Juni 2006 Erlangung der allgemeinen Hochschulreife

1999–2006 Christian-von-Dohm-Gymnasium, Goslar

Berufliche Tätigkeit:

2013–2017 Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Schweißtechnik und
Trennende Fertigungsverfahren (ISAF) der TU Clausthal

2011 Industriepraktikum bei HF Rubber Machinery, Inc. in Topeka, KS, USA

2009–2012 Wissenschaftliche Hilfskraft am Institut für Schweißtechnik und
Trennende Fertigungsverfahren (ISAF) der TU Clausthal